

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**NÍQUEL E MANGANÊS COMO CONTROLADORES DA TENACIDADE NA
SOLDAGEM COM ARAMES TUBULARES AUTOPROTEGIDOS**

**TESE SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA**

CARLOS ALBERTO MENDES DA MOTA

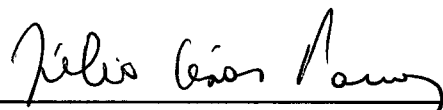
FLORIANÓPOLIS, 11 SETEMBRO DE 1998

**NÍQUEL E MANGANÊS COMO CONTROLADORES DA TENACIDADE
NA SOLDAGEM COM ARAMES TUBULARES AUTOPROTEGIDOS.**

CARLOS ALBERTO MENDES DA MOTA

**ESTA TESE FOI JULGADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
DOUTOR EM ENGENHARIA**

**ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA E APROVADA EM SUA
FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA**



Prof. Dr. Júlio César Passos
Coordenador do Curso

BANCA EXAMINADORA



Prof. Dr. Augusto José de A. Buschinelli
Orientador



Prof. Dr. Jesualdo Pereira Farias
Co-orientador



Prof. Dr. Almir Monteiro Quites
Membro



Prof. Ph. D. Ivani de S. Bott
Membro



Prof. Ph. D. Paulo José Modenesi
Membro

À meus pais, Adália e Arquelau da Mota
À meus filhos, Carlos, Brenda e Pollyanna
À meus irmãos e sobrinhos

AGRADECIMENTOS

- ❖ Ao Prof. Augusto Buschinelli, pela orientação, amizade e por acreditar neste trabalho.
- ❖ Ao Prof. Jesualdo P. Farias, pela co-orientação, pelo convívio desde 1993 e, principalmente, pela sua amizade.
- ❖ À Lic. Estela S. Surian, pelo apoio e pela relevante participação neste trabalho.
- ❖ À professora Ivani Bott, pela contribuição a este trabalho.
- ❖ Ao Prof. Almir Monteiro Quites, pelas sugestões e valiosa contribuição na revisão das alterações finais deste trabalho.
- ❖ Aos professores do CPEM da UFSC pelos ensinamentos.
- ❖ Aos professores do Departamento de Mecânica da UFPA e do curso de Mecânica da ETFPA.
- ❖ Aos professores do Departamento de Mecânica da UFC pelo convívio e apoio deste 1994.
- ❖ À UFC pela infra-estrutura indispensável de seus laboratórios.
- ❖ Ao professor Willys Machado Aguiar e à ETFCE, pelo apoio laboratorial.
- ❖ Aos bolsistas do curso de Engenharia Mecânica da UFC/ENGESOLDA, pela ajuda nos trabalhos prático e computacional: Vanessa, David, Hélio, Jeffrey, Camurça, Temístocles, Rodrigo, Vinícius, Humberto e Eduardo.
- ❖ Aos funcionários da oficina mecânica da UFC pelo apoio na confecção de corpos de prova.
- ❖ À CONARCO pela participação efetiva durante várias fases deste trabalho.
- ❖ À BELGO MINEIRA e a GERDAU pelas análises químicas.
- ❖ À CAPES pelo apoio financeiro através do pagamento da minha bolsa.
- ❖ Aos meus amigos pelos incentivos e momentos de descontração.
- ❖ À minha família, pelos incentivos nas horas difíceis.

ÍNDICE

LISTA DE TABELAS	viii
LISTA DE FIGURAS.....	x
RESUMO	xvi
ABSTRACT.....	xvii
1 INTRODUÇÃO	1
1.1 Caracterização da soldagem com arame tubular	1
1.2 A evolução do processo.....	4
1.3 Justificativa para a pesquisa	7
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	11
2.1 Introdução.....	11
2.2 Transferência metálica.....	15
2.3 Ação do fluxo	17
2.3.1 Proteção pela geração de gases e de vapores	20
2.3.2 Proteção pela geração de escória	25
2.3.3 Proteção pela desoxidação e desnitretação	26
2.4 Parâmetros de soldagem	29
2.5 Composição química e microestrutura do metal de solda	36
2.6 Características operacionais	49
3 CONTRIBUIÇÃO CIENTÍFICA E OBJETIVOS.....	52
3.1 Contribuição científica	52
3.2 Objetivos.....	54
4 MATERIAIS E MÉTODOS	56
4.1 A concepção dos arames experimentais	56

4.2	Planejamento dos experimentos	58
4.3	Metodologia experimental.....	60
4.3.1	Estabilidade do arco voltaico.....	60
4.3.2	Características econômicas dos consumíveis	66
4.3.3	Características geométricas da solda	68
4.3.4	Características metalúrgicas	69
4.3.5	Ensaio de resistência mecânica	72
4.3.6	Procedimento para o tratamento de dados	74
5	DESCRIÇÃO DOS EQUIPAMENTOS	81
6	RESULTADOS E DISCUSSÃO	86
6.1	Estudo da estabilidade do arco	86
6.1.1	Estabilidade do arco para o arame comercial	90
6.1.2	Estabilidade do arco para os arames experimentais	92
6.2	Estudo das características econômicas	100
6.2.1	Características econômicas para o arame comercial	100
6.2.2	Características econômicas para os arames experimentais.....	104
6.3	Estudo das características geométricas	109
6.3.1	Características geométricas para o arame comercial.....	109
6.3.2	Características geométricas para os arames experimentais	112
6.4	Qualidade do metal de solda	118
6.4.1	Arame comercial.....	118
6.4.2	Arames experimentais	118
6.5	Estudo das características metalúrgicas	121
6.5.1	Composição química do metal de solda	122
6.5.2	Composição química da escória	127

6.5.3 Análise metalográfica do metal de solda.....128

6.6 Estudo das propriedades mecânicas144

6.6.1 Dureza.....145

6.6.2 Resistência à tração149

6.6.3 Resistência ao impacto154

7 CONSIDERAÇÕES FINAIS..... 161

7.1 Conclusões163

7.2 Sugestões de continuidade164

BIBLIOGRAFIA.....166

ANEXOS.....175

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - Componentes do fluxo de eletrodos revestidos e arames tubulares.....	13
TABELA 2 - Composição química básica da solda. Arame AWS E71T-7. Norma AWS A5.20-79. Valores máximos.....	57
TABELA 3 - Propriedades mecânicas do metal de solda. Arame AWS E71T-7. Norma AWS A5.20-79. Valores mínimos.	57
TABELA 4 - Composição química básica do fluxo dos arames experimentais.....	57
TABELA 5 - Composição do metal base e da capa metálica do arame comercial.	57
TABELA 6 - Codificação dos arames experimentais. Teores de Mn e de Ni esperados para o metal depositado.....	58
TABELA 7 - Fatores variáveis e seus níveis. Soldagem mecanizada.	59
TABELA 8 - Parâmetros constantes. Soldagem semi-automática.	59
TABELA 9 - Codificação das soldas. Soldagem semi-automática.	59
TABELA 10 - Dados da estabilidade do arco referentes à transferência de metal.....	87
TABELA 11 - Curtos-circuitos com transferência de metal.	87
TABELA 12 - Dados da estabilidade do arco. Arame AWS E71T-7; Ø 2,00 mm.	91
TABELA 13 - ANOVA. Estabilidade do arco. Arame AWS E 71T-7; Ø 2,0 mm.	91
TABELA 14 - Dados da estabilidade do arco. Arames experimentais.....	95
TABELA 15 - ANOVA. Dados da estabilidade do arco. Tipo de arame.....	95
TABELA 16 - ANOVA. Dados da estabilidade do arco. Parâmetros de soldagem.....	96
TABELA 17 - Dados econômicos. Arame AWS E 71T-7; Ø 2,0 mm.	101
TABELA 18 - ANOVA. Características econômicas. Arame AWS E 71T-7; Ø 2,0 mm.	101
TABELA 19 - Dados das características econômicas. Arames experimentais	105
TABELA 20 - ANOVA. Dados econômicos. Tipo de arame.....	106
TABELA 21 - ANOVA. Dados econômicos. Parâmetros de soldagem.....	106
TABELA 22 - Consumo teórico para os arames experimentais.....	107
TABELA 23 - Dados da geometria. Arame AWS E 71T-7; Ø 2,0 mm.	110

TABELA 24 - ANOVA. Características geométricas. Arame AWS E71T-7; Ø 2,0 mm.....	110
TABELA 25 - Dados Geométricos. Arames experimentais.....	113
TABELA 26 - ANOVA. Dados da geometria. Parâmetros de soldagem.....	114
TABELA 27 - ANOVA. Dados da geometria. Tipo de arame.....	115
TABELA 28 - Codificação AWS A5.29 - 80. Porosidade em soldas.	118
TABELA 29 - Porosidade na solda. Comp. do eletrodo 15 mm.	119
TABELA 30 - Porosidade na solda. Comp. do eletrodo 25 mm.	120
TABELA 31 - Dados da operação de soldagem.....	121
TABELA 32 - Análise química do metal depositado. Arames experimentais.	122
TABELA 33 - Análise química da escória da solda dos arames experimentais.....	127
TABELA 34 - Percentagens de microconstituintes e de zona colunar no metal de solda.....	140
TABELA 35 - Dados da dureza para as soldas dos arames experimentais.	147
TABELA 36 - Dados de resistência à tração para as soldas dos arames experimentais.	150
TABELA 37 - Dados de resistência ao impacto para as soldas dos arames experimentais.	154

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 – Formas da seção transversal de arames tubulares: a e b – seção simples; c - “multifolder”.....	3
FIGURA 2 - Esquema da soldagem com arame tubular autoprotegido.	3
FIGURA 3 - Efeito da velocidade do vento sobre a tenacidade do metal depositado. Soldagem MAG e à arame tubular autoprotegido.....	4
FIGURA 4 - Representação esquemática do "efeito colchão".	17
FIGURA 5 - Efeito do CaF_2 sobre o teor de oxigênio, de hidrogênio e de nitrogênio no metal de solda.....	22
FIGURA 6 - Efeito do CaF_2 sobre a viscosidade da escória.	26
FIGURA 7 - Efeito da temperatura sobre a energia livre de formação de óxidos e de nitretos.....	27
FIGURA 8 - Escala de nitrogênio. Soldagem de aço ferrítico	29
FIGURA 9 - Efeito da tensão de soldagem sobre o teor de nitrogênio no metal de solda a arame tubular autoprotegido.....	31
FIGURA 10 - Efeito da corrente de soldagem sobre o teor de nitrogênio no metal de solda a arame tubular autoprotegido.....	32
FIGURA 11 - Efeito da velocidade de soldagem e do aporte térmico sobre o teor de nitrogênio na solda. Arame Innershield NR 203Ni-C.....	34
FIGURA 12 - Curva dúctil/frágil em soldas de passes múltiplos com eletrodo revestido e a arame tubular autoprotegido.....	36
FIGURA 13 - Efeito da temperatura na tenacidade do metal depositado. Arame AWS E61T8-K6.....	39
FIGURA 14 - Efeito do nitrogênio na tenacidade da solda a arame tubular autoprotegido.....	40
FIGURA 15 - Efeito da temperatura sobre a resistência ao impacto do metal depositado em diferentes teores de alumínio.	43
FIGURA 16 - Representação gráfica do diagrama Fe-Al.....	45
FIGURA 17 - Efeito do nióbio sobre a TTDF de soldas a arame tubular. Arame Innershield NR-203M.	48
FIGURA 18 - Esquema da seção transversal do chanfro. Soldagem semi-automática. Dimensões em mm.	60

FIGURA 19 - Layout para a retirada de amostras do metal de solda. Soldagem semi-automática. Dimensões em mm.	69
FIGURA 20 - Esquema da seção transversal da solda. Localização das fotomicrografias no último passe. Dimensões em mm.	72
FIGURA 21 - Esquema do corpo de prova para o ensaio de tração. Dimensões em mm.	73
FIGURA 22 - Detalhe do corpo de prova de resistência ao impacto charpy-V. Dimensões em mm.	74
FIGURA 23 - Esquema do banco de ensaios utilizado para a soldagem automatizada com arame tubular autoprotégido.....	81
FIGURA 24 - Detalhe da fonte de energia e acessórios utilizados na soldagem automatizada. ..	82
FIGURA 25 - Detalhe da fonte de energia e do dispositivo de fixação da junta. Soldagem semi-automática.	85
FIGURA 26 - Detalhe do sistema de medição.....	85
FIGURA 27 - Histograma dos tempos de curto-circuito. Soldagem com o arame 05-23, 300 A, 15 mm de comprimento do eletrodo.....	88
FIGURA 28 - Histograma dos tempos de curto-circuito. Soldagem com o arame 08-35, 300 A, 25 mm de comprimento do eletrodo.....	88
FIGURA 29 - Comportamento dinâmico do arco. Dados da tensão e da corrente. Soldagem com o arame 05-23, 300 A, comprimento do eletrodo 15 mm.	89
FIGURA 30 - Comportamento dinâmico do arco. Dados da tensão e da corrente. Soldagem com o arame 08-35, 300 A, comprimento do eletrodo 25 mm.	89
FIGURA 31 - Efeito da corrente sobre Fcc, para os dois níveis de comprimento do eletrodo. Arame AWS E 71T7; Ø 2,0 mm.	92
FIGURA 32 - Efeito da corrente de soldagem sobre $I/\sigma I$, para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 15 mm.	97
FIGURA 33 - Efeito do comprimento do eletrodo sobre $I/\sigma I$, para os diversos arames ensaiados. Corrente 300 A.	97
FIGURA 34 - Efeito da corrente de soldagem sobre Fcc para os diversos arames ensaiados. comprimento do eletrodo 15 mm.	98
FIGURA 35 - Efeito da corrente de soldagem sobre Fcc para os diversos arames ensaiados. comprimento do eletrodo 25 mm.	98
FIGURA 36 - Efeito do comprimento do eletrodo sobre Fcc para os diversos arames ensaiados. Corrente 300 A.	99

FIGURA 37 - Efeito da corrente de soldagem sobre F _{tm} para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 25 mm..	99
FIGURA 38 - Efeito do comprimento do eletrodo sobre F _{tm} para os diversos arames ensaiados. Corrente 300 A..	100
FIGURA 39 - Efeito da corrente sobre o consumo, para os dois níveis de comprimento do eletrodo. Arame AWS E 71T-7; Ø 2,0 mm.....	102
FIGURA 40 - Efeito da corrente sobre a produção, para os dois níveis de comprimento do eletrodo. Arame AWS E 71T-7; Ø 2,0 mm.....	103
FIGURA 41 - Efeito da corrente sobre o rendimento, para os dois níveis de comprimento do eletrodo. Arame AWS E 71T-7; Ø 2,0 mm.....	103
FIGURA 42 - Efeito da corrente de soldagem sobre o consumo para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 15 mm.....	107
FIGURA 43 - Efeito da corrente de soldagem sobre o consumo para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 25 mm.....	108
FIGURA 44 - Efeito da corrente de soldagem sobre produção para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 25 mm.....	108
FIGURA 45 - Efeito do comprimento do eletrodo sobre produção para os diversos arames ensaiados. Corrente 250 A.	109
FIGURA 46 - Efeito da corrente sobre a largura, para os dois níveis de comprimento do eletrodo. Arame AWS E 71T-7; Ø 2,0 mm.	111
FIGURA 47 - Efeito da corrente, nos dois níveis de comprimento do eletrodo, sobre o reforço. Arame AWS E 71T-7; Ø 2,0 mm.....	111
FIGURA 48 - Efeito da corrente, nos dois níveis de comprimento do eletrodo, sobre a penetração. Arame AWS E 71T-7; Ø 2,0 mm.	112
FIGURA 49 - Efeito da corrente de soldagem sobre a largura da solda, para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 15 mm.	115
FIGURA 50 - Efeito da corrente de soldagem sobre o reforço da solda, para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 15 mm.	116
FIGURA 51 - Efeito da corrente de soldagem sobre a penetração da solda, para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 15 mm.	116
FIGURA 52 - Efeito da corrente de soldagem sobre a área depositada do metal de solda, para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 15 mm.....	117
FIGURA 53 - Efeito da corrente de soldagem sobre a diluição da solda, para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 15 mm.	117

FIGURA 54 - Efeito do níquel e do manganês sobre o teor de oxigênio no metal de solda. Soldagem CT e ST.	126
FIGURA 55 - Efeito do níquel e do manganês sobre o teor de nitrogênio no metal de solda. Soldagem CT e ST.	127
FIGURA 56 - Macrografia da seção transversal da solda (05-00) _{ST} . Aumento 2,5 X.	131
FIGURA 57 - Macrografia da seção transversal da solda (08-00) _{ST} . Aumento 2,5 X.	131
FIGURA 58 - Macrografia da seção transversal da solda (08-23) _{CT} . Aumento 2,5 X.	131
FIGURA 59 - Solda (05-00) _{CT} . (a) predominância FS e fração de FP; (b) FP e pacotes de FS; (c) FS; (d) pacotes de FS; (e) indícios de AM alongado; (f) decomposição de AM..	132
FIGURA 60 - Solda (05-23) _{CT} : (a) e (b) predominância de FS; (c) e (d) formação de martensita; (e) microconstituente MA massivo e alongado; (f) decomposição parcial de AM.....	133
FIGURA 61 - Solda (05-35) _{CT} : (a) e (b) predominância FS; (c) e (d) FS e martensita; (e) martensita e AM massivo; (f) AM massivo.	134
FIGURA 62 - Solda (08-00) _{CT} : (a) predominância de FS e fração de FP; (b) FP e pacote de FS; (c) FS; em (d) pacotes de FS; (e) indícios do microconstituente MA; (f) decomposição parcial de AM.	135
FIGURA 63 - Solda (08-23) _{CT} : (a) e (b) ferrita com segunda fase; (c) e (d) martensita e FS; (e) e (f) microconstituente MA.	136
FIGURA 64 - Solda (08-35) _{CT} : (a) e (b) ferrita com segunda fase; (c) e (e) martensita; (d) e (f) martensita revenida.....	137
FIGURA 65 - Predominância de FS. Solda (05-00) _{ST} . Último passe, MO 500X.....	138
FIGURA 66 - Predominância de FS. Solda (08-00) _{ST} . Último passe, MO 500X.....	138
FIGURA 67 - Microestrutura FS e indícios de martensita. Solda (05-35) _{ST} . Último passe, MO 500X.....	138
FIGURA 68 - Microestrutura FS e indícios de martensita. Solda (08-35) _{ST} . Último passe, MO 500X.....	138
FIGURA 69 - Efeito do teor de níquel sobre a percentagem de microconstituente. Soldas com tecimento, baixo manganês (05-00 à 05-35) _{CT}	141
FIGURA 70 - Efeito do teor de níquel sobre a percentagem de microconstituente. Soldas sem tecimento, baixo manganês (05-00 à 05-35) _{ST}	141
FIGURA 71 - Efeito do teor de níquel sobre a percentagem de microconstituente. Soldas com tecimento, alto manganês (08-00 à 08-35) _{CT}	142

FIGURA 72 - Efeito do teor de níquel sobre a percentagem de microconstituente. Solda sem tecimento, alto manganês (08-00 à 08-35) _{ST}	142
FIGURA 73 - Distribuição das zonas colunar e retransformada no metal de solda CT e ST. ...	143
FIGURA 74 - Efeito dos teores de manganês e de níquel sobre o tamanho de grão colunar no metal de solda CT e ST.	143
FIGURA 75 - Dureza média na raiz, no entalhe Charpy-V e no topo das soldas CT.	147
FIGURA 76 - Dureza média na raiz, na região correspondente ao entalhe Charpy-V e no topo das soldas ST.....	148
FIGURA 77 - Perfil da dureza para soldas com tecimento.	148
FIGURA 78 - Perfil da dureza para as soldas com e sem tecimento.....	149
FIGURA 79 - Efeito do teor de níquel e de manganês sobre σ_r e σ_e do metal de solda, com (CT) e sem (ST) tecimento.	151
FIGURA 80 - Efeito do teor níquel e do manganês sobre o alongamento do metal de solda, com (CT) e sem (ST) tecimento.....	151
FIGURA 81 - Efeito do teor de níquel e de manganês sobre a redução em área do metal de solda, com (CT) e sem (ST) tecimento.	152
FIGURA 82 - Efeito do teor de nitrogênio sobre σ_r do metal de solda.....	152
FIGURA 83 - Efeito do tamanho do grão sobre σ_r do metal de solda, com tecimento (CT).....	153
FIGURA 84 - Efeito do tamanho do grão sobre σ_r do metal de solda, sem tecimento (ST).....	153
FIGURA 85 - Efeito do teor de níquel e de manganês sobre a tenacidade do metal de solda. Soldagem com tecimento.	157
FIGURA 86 - Efeito do teor de níquel e de manganês sobre a tenacidade do metal de solda. Soldagem sem tecimento.....	157
FIGURA 87 - Efeito do teor de níquel e da técnica de soldagem sobre a resistência ao impacto do metal de solda, CT e ST. Soldas de baixo manganês.	158
FIGURA 88 - Efeito do teor de nitrogênio sobre a resistência ao impacto do metal depositado. Soldagem com tecimento.....	158
FIGURA 89 - Efeito do teor de nitrogênio sobre a resistência ao impacto do metal depositado. Soldagem sem tecimento.	159
FIGURA 90 - Efeito da temperatura sobre a resistência ao impacto do metal de solda. Soldagem com tecimento.	159

FIGURA 91 - Efeito da temperatura sobre a resistência ao impacto do metal de solda.
Soldagem sem tecimento..... 160

RESUMO

Este trabalho apresenta um estudo experimental sobre o desempenho de arames tubulares autoprotégidos. No desenvolvimento experimental foram utilizados oito tipos de arames de 2,0 mm de diâmetro, derivados do arame tubular autoprotégido da classe AWS E 71T-7 pela manutenção do sistema de proteção, sendo alterado apenas o sistema ligante com substituição de teores de manganês e de níquel por ferro. As soldagens na posição plana, em CC⁻, foram realizadas com uma fonte eletrônica ajustada no modo tensão constante. Inicialmente, através da soldagem automatizada de simples deposição em um banco de ensaio com aquisição computadorizada dos dados da tensão e da corrente de soldagem, foram analisados os efeitos do Mn e do Ni, da corrente de soldagem e do comprimento do eletrodo sobre características operacionais e econômicas do processo e sobre características geométricas da solda. Posteriormente, foram estudadas as características metalúrgicas e as propriedades mecânicas do metal depositado em juntas com chanfro “V” com cobrejunta. Neste caso, a soldagem semi-automática em passes múltiplos foi realizada por duas técnicas distintas de deposição, com e sem tecimento. Para tal, foram mantidos constantes o comprimento do eletrodo, a corrente, a tensão, as temperaturas de pré-aquecimento e interpasses e demais condições operacionais. Os resultados indicam que a estabilidade do arco e as características operacionais, econômicas e geométricas dos arames experimentais são equivalentes ou superam àquelas do arame comercial de referência. Os efeitos da corrente e do comprimento do eletrodo são bastante significativos, enquanto os efeitos do Mn e do Ni não o são. Finalmente, discute-se a influência do Mn e do Ni sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do metal de solda. Destacam-se os efeitos dos teores de níquel e de manganês sobre a tenacidade. Para 3,0% Ni, os resultados indicam, em baixa temperatura, uma resistência ao impacto do metal de solda equivalente a dos arames da classe AWS E(71T8/80T1/81T1)-Ni1 e AWS E71T8- Ni2.

ABSTRACT

This work presents an experimental study about the performance of the self-shielded wires in welding of iron ABNT 1020. In the experimental development eight types of wires of 2,0 mm diameter were used, derived of the self-shielded flux cored wire of the class AWS E 71T-7. Of this wire, it were maintained the fluxing and protecting systems, being altered the alloying system with permutations in the contents of manganese and nickel for iron. Weldings in the plane position, under direct current electrode negative, using multiprocess source in the constant voltage mode. Initially, through automated welding of simple deposition in a test bank with computerized acquisition of the tension datas, the effects of the wire type were analyzed (contents of manganese and of nickel), of the welding current and of the stickout on the operational characteristics of the arc, on the economic characteristics of the consumable, on the geometric characteristics of metal in the welds. Later on, it were studied the metallurgical characteristics and the mechanical properties of the deposited metal in a "V" joint. In this case, the welding semiautomatic in multipass, was accomplished by two different techniques of deposition, one with the seam of the pass and other in straight pass. It were maintained constant the current and the tension, the stickout, the pre-heating temperatures and interpass and the welder. The results indicated that the arc stability and economic characteristics of the experimental wires overcame those of the commercial wire of reference, while the geometric characteristics were equivalent. The effects of the current and of the stickout were quite significant while the effect of the wire type was not very consistent. Finally, this work presents, a discussion about chemical composition, the microstructure of the metal weld and its mechanical properties. The effects of nickel and manganese contents on the toughness showed to be very important. When the nickel content is 3,0% the results show, under low temperature, that the toughness of the metal weld is the sause of the self-shielded wires of the AWS E(71T8/80T1/81T1)-Ni1 and AWS E71T8- Ni2 class.

1 INTRODUÇÃO

1.1 CARACTERIZAÇÃO DA SOLDAGEM COM ARAME TUBULAR

A evolução dos processos de soldagem registrada nos últimos cinquenta anos, em todo o mundo, ocorre devido a soldagem estar relacionada com a maioria das aplicações industriais, seja na fabricação como na recuperação de componentes. A soldagem tende a acompanhar a crescente modernização industrial e as novas exigências de mercado que impõem requisitos de qualidade e de produtividade a custos cada vez menores. Dos processos de soldagem usuais, a técnica manual com eletrodos revestidos é a mais antiga e ainda hoje é uma das mais aplicadas [01].

A evolução da eletrônica, da informática e da metalurgia têm impulsionado o desenvolvimento de modernas fontes de energia, de diversos programas, de novos materiais e de consumíveis alternativos para a soldagem e com isso, a ampliação das aplicações industriais dos processos de soldagem automáticos e semi-automáticos como o MIG, o MAG, o arco submerso e o arame tubular. Este último é um processo de relevante importância tecnológica, uma vez que reúne vantagens do eletrodo revestido e do MIG/MAG [01-03].

A soldagem a arco voltaico com arame tubular (Flux Cored Arc Welding / FCAW) se baseia no paradigma dos processos de alta produção (elevada densidade de corrente obtida pelo emprego de arames finos) e uso de fluxo embutido. A proteção do metal depositado se obtém pela ação externa de um gás auxiliar e/ou pela ação do gás ou escória líquida proveniente de decomposição do fluxo [01, 04-06]. Este fluxo é composto por uma mistura de inúmeras substâncias minerais e orgânicas com funções definidas. O processo pode ser automático ou semi-automático e normalmente utiliza uma fonte de energia do tipo tensão constante. Distinguem-se duas versões do processo: (i) com a proteção adicional de gás externo (Gas Shielded Arc Welding/GSAW) e (ii) sem a proteção externa de gás ou autoprotégido (Self-Shielded Arc Welding /SSAW ou Self-Shielded Flux Cored Arc Welding/SS-FCAW) [01-07].

Na soldagem a arame tubular autoprotégido, o equipamento é simples, necessitando apenas de uma fonte de energia e de um adequado sistema de alimentação do arame. Dispensa o armazenamento e a alimentação externa de gás, os reguladores de pressão e

tanto o arco voltaico como a poça de fusão são visíveis [02, 03]. Os componentes minerais e metálicos são constituintes do fluxo, o que possibilita a obtenção comercial, a um baixo custo, de uma grande variedade de arames utilizando sempre uma mesma capa metálica [07, 08, 10, 11].

A presença do fluxo e a característica de autoproteção possibilitam o uso de grande comprimento do eletrodo, o que facilita a visibilidade e o controle da poça de fusão sem prejuízos à proteção ou à qualidade da solda que, em relação a soldagem a arco voltaico sob proteção gasosa, é menos afetada por correntes laterais de ar [02, 07, 11]. A soldagem com este tipo de arame suporta um maior comprimento do eletrodo em relação à soldagem com proteção gasosa e uma maior densidade de corrente do que os eletrodos revestidos.

O processo apresenta uma maior produtividade e é menos suscetível a descontinuidades nas soldas, visto que o arame é contínuo e não há necessidade de paradas frequentes para a troca de eletrodos. Boniszewski [02] e Widgery [07] comentam que a frequência e a magnitude de descontinuidades nas soldas tais como: a falta de fusão, a falta de penetração, as inclusões de escória, as inclusões de óxidos, porosidade etc., são menores nas juntas de arames tubulares autoprotégidos do que naquelas de eletrodos revestidos.

Os consumíveis utilizados por este processo de soldagem, geralmente, são fabricados em diâmetros que variam de 1,6 a 3,2 mm e a configuração geométrica metal/fluxo, em sua seção transversal, pode apresentar-se como tubular simples ou “multifolder”, conforme é ilustrado na Figura 1. Geralmente, as formas simples, Figura 1(a, b), são de mais fácil fabricação e mais baratas. Nas seções mais complexas, Figura 1(c), projetadas para arame de maior diâmetro, as características operacionais (estabilidade) do arco são superiores e propiciam melhor soldabilidade, no entanto, têm dificuldades para a soldagem fora da posição plana [01-03, 07-09].

Na Figura 2, apresenta-se um esquema da soldagem a arame tubular autoprotégido [03]. Na Figura 3, mostra-se a variação da tenacidade em função da incidência de correntes laterais de ar sobre o arco voltaico e sobre a poça de fusão. Por esta Figura, observa-se uma queda de tenacidade na solda do processo MAG para um pequeno aumento na velocidade do vento, enquanto que, nas soldas de arame tubular autoprotégido, a tenacidade se mantém para velocidades de até 5,0 m/s [02].

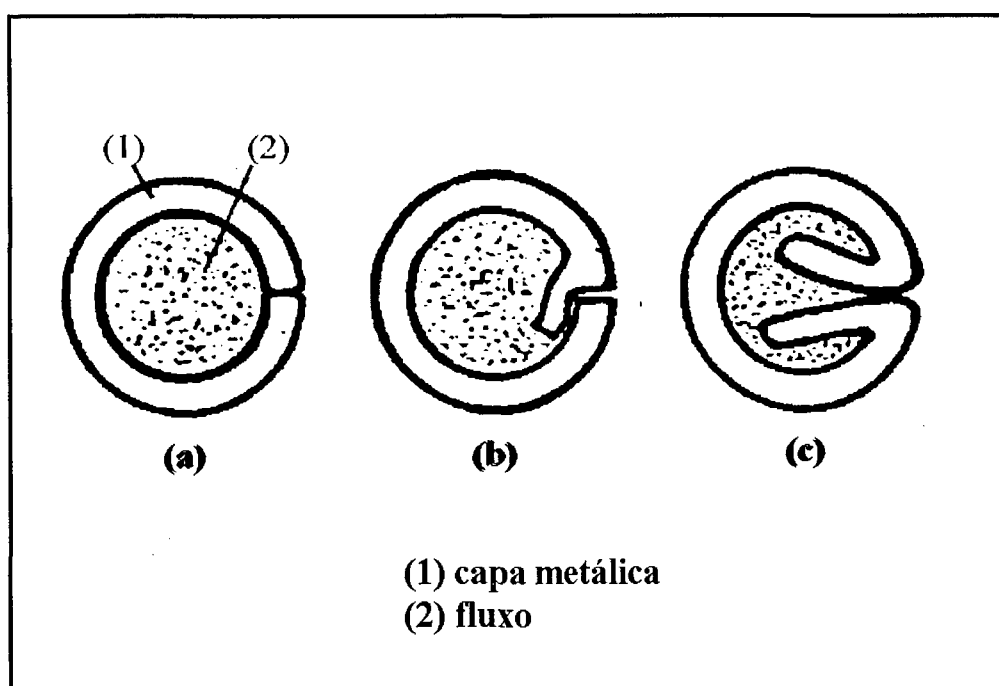


FIGURA 1 – Formas da seção transversal de arames tubulares: a e b – seção simples; c- “multifolder” [07].

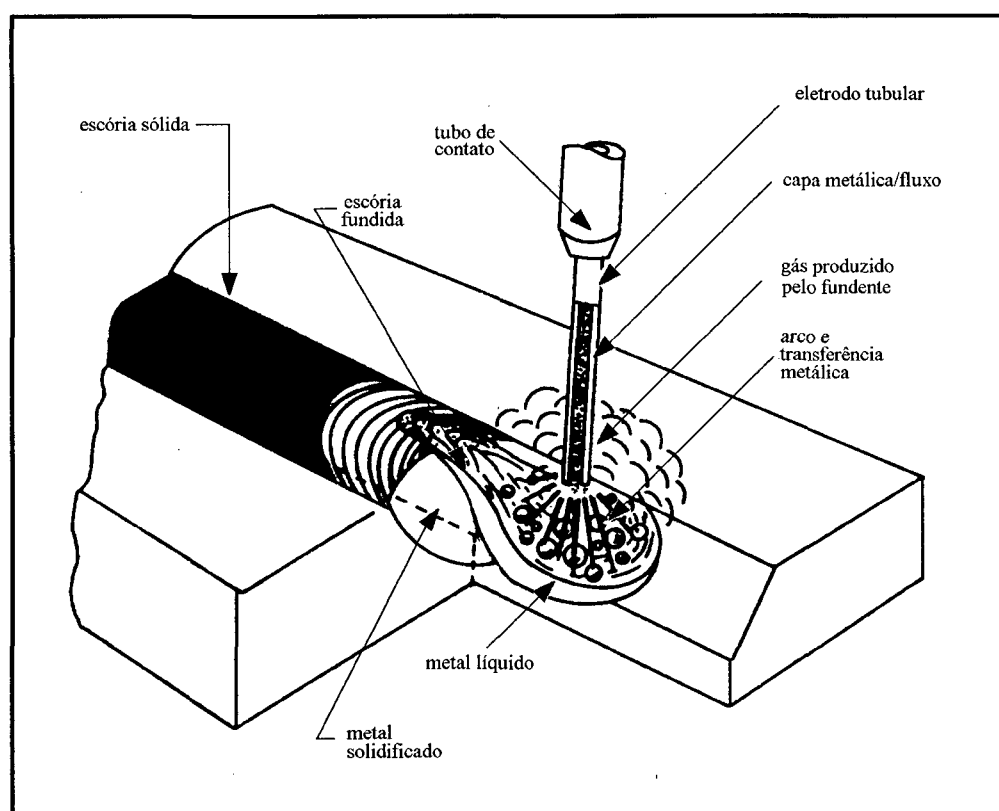


FIGURA 2 - Esquema da soldagem com arame tubular autoprottegido [03].

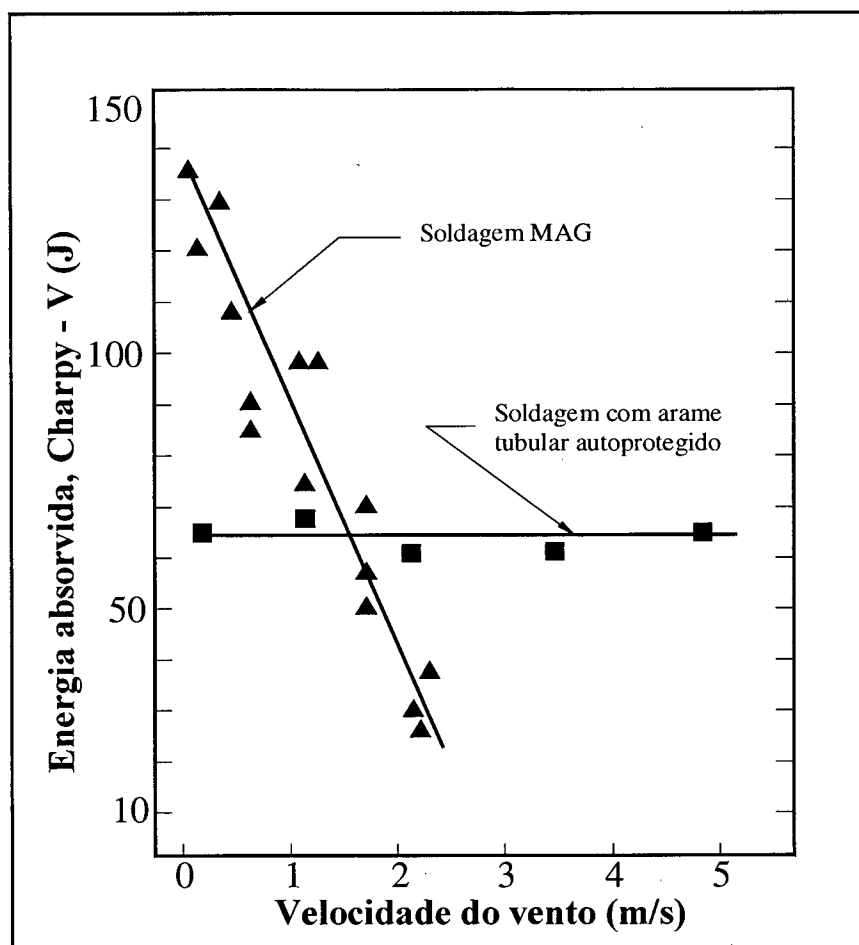


FIGURA 3 - Efeito da velocidade do vento sobre a tenacidade do metal depositado. Soldagem MAG e à arame tubular autoprotetido [02].

1.2 A EVOLUÇÃO DO PROCESSO

A soldagem com arame tubular autoprotetido é uma das técnicas de uso industrial mais recente dentre os processos de soldagem a arco voltaico [02, 03]. Os primeiros estudos com estes arames ocorreram na década de 1920 e foram desenvolvidos por americanos e russos [03, 06, 12]. Na Alemanha, estes arames foram inicialmente usados na soldagem de estruturas metálicas e em revestimentos duros. Entretanto, a deficiente proteção ao metal fundido em relação a obtida com os eletrodos revestidos comprometeu a qualidade das soldas e a aceitação comercial do processo. Dos principais problemas, destacam-se soldagem fora de posição, a geração de gases tóxicos, a formação de porosidade e a baixa tenacidade do metal depositado. Como consequência, os eletrodos revestidos desenvolveram-se mais e passaram a gozar de uma crescente popularidade. Além disso, o surgimento da soldagem a arco submerso no início da

década de 1930, reduziu o interesse comercial pelos arames tubulares como ferramenta de fabricação [01, 03, 06, 07, 11].

O desenvolvimento dos processos de soldagem MIG (1948) e MAG (1950), introduziu os equipamentos semi-automáticos com alimentação contínua de arames maciços. Nestes processos de soldagem problemas de estabilidade do arco, de transferência metálica e de salpicagem prejudicaram a qualidade das soldas, especialmente pelo surgimento de porosidade na soldagem MAG. A utilização de arames maciços com maior teor de elementos desoxidantes passou então a ser estudada como alternativa para minimizar estes problemas [01-03, 06, 07]. Isto revitalizou o interesse pelos arames tubulares tanto nos Estados Unidos como na Rússia.

Por volta de 1954, com a idéia de se combinar o fluxo e a alimentação contínua da soldagem a arcosubmerso com a proteção gasosa do processo MAG, surgiram os primeiros arames tubulares comerciais para a soldagem sob proteção externa de dióxido de carbono [01, 03, 07, 12]. Entretanto, foi a popularidade dos eletrodos revestidos, a sua simplicidade e a sua versatilidade, que estimularam o desenvolvimento dos arames tubulares autoprotégidos como uma forma de mecanizar o processo.

As pesquisas e a fabricação de uma “nova geração” de arames tubulares autoprotégidos reiniciam-se em 1958, na Ucrânia, pelo Paton Electric Welding Institute [02, 11, 12, 13]. Nestes arames, a proteção do metal líquido essencialmente pela ação de elementos provenientes da decomposição do fluxo e a elevada produção, o tornam uma alternativa vantajosa à substituição dos eletrodos revestidos. A facilidade para se depositar soldas em construções de grande porte, edificadas no campo, sob condições ambientais pouco favoráveis aos processos MIG e MAG torna-se uma de suas principais vantagens frente a estes processos de soldagem [01-03, 09, 10, 14].

No início da década de 1960, inovações na formulação do fluxo e no processo de fabricação possibilitam melhorias na uniformidade e na compactação do fluxo que resultaram em arames mais homogêneos. O uso de aços com baixo teor de carbono na fabricação da capa metálica reduziu as dificuldades de laminação e de trefilação enfrentadas na fabricação de arames maciços. Deste modo, elementos de liga são incorporados à composição química do fluxo. A redução no diâmetro, associada às modificações na composição do fluxo, possibilitou também a soldagem em todas as posições [06, 07, 10, 11, 15, 16].

A partir destes arames ditos “da nova geração”, a solução de alguns problemas metalúrgicos importantes para o desenvolvimento do processo, como a proteção do metal fundido frente a ação do ar atmosférico, passou a ser encarada segundo duas frentes de estudos, uma de prevenção à absorção e outra de captação do nitrogênio absorvido pelo metal fundido. Neste último caso, o nitrogênio, transferido para o metal de solda, fica retido na forma de nitreto estável.

Com estas melhorias e graças a sua alta produtividade, a sua simplicidade de uso e ao incremento alcançado na qualidade de suas soldas, o processo de soldagem a arame tubular autoprotégido vem ganhando credibilidade e a sua aceitação comercial já concorre em muitas aplicações com os eletrodos revestidos e com os processos de soldagem sob proteção gasosa [02, 07, 12-14, 17-19].

O progresso destes arames tem sido registrado em vários países e em diversificadas aplicações. Entre 1965 e 1975, foram usados na construção dos trinta e nove edifícios mais altos de São Francisco, nos Estados Unidos, com cerca de 50% de redução no custo final da obra [01]. Outras importantes aplicações do processo foram na construção “in situ” de instalações de exploração de gás e de petróleo do Mar do Norte, plataforma “offshore” no Golfo do México, nave espacial Saturno V, mísseis, tanques de armazenamento, balsas para transporte de plataformas de perfuração, soldagem de oleodutos e gasodutos etc. [01-03, 06, 14, 18-31]. Atualmente, o processo é aplicado principalmente na soldagem semi-automática, em substituição à soldagem manual com eletrodos revestidos, em aplicações em que são requeridas alta produção e condições de tenacidade não muito severas [02, 06].

A utilização e a produção de arames tubulares diferem muito entre a Europa, a América do Norte e a Ásia [06, 27]. Os estaleiros da Ásia consomem mais de 6000 t/ano de arame tubular. Os dois maiores mercados mundiais de arame tubular são o Japão e a Coreia, onde a demanda por estes produtos é liderada pela indústria naval. Estes dois países juntos são responsáveis por mais de 70% da produção mundial de navios. No Japão [06], os arames tubulares retêm cerca de 25% da produção de consumíveis, contra aproximadamente 30% de eletrodos revestidos. Nos Estados Unidos, esta produção também alcança cerca de 30%. Nos mais importantes estaleiros da Finlândia e da Dinamarca, o uso deste processo de soldagem representa cerca de 70-80% do total de metal depositado por soldagem. No Brasil [32], estes arames ainda se encontram num nível tecnológico pouco desenvolvido, representando cerca de

2% (1600 t/ano) do total de consumíveis produzidos pela indústria nacional, contra 65% dos eletrodos revestidos.

Apesar de suas vantagens em inúmeras e diversificadas aplicações, ainda não existe uma Norma de classificação para os arames tubulares autoprotégidos. Estes arames são tratados junto com os arames tubulares de proteção gasosa, em um grupo referido como “Flux Cored” ou “Tubular Cored”. Uma Norma para a soldagem de aço baixo carbono foi registrada pela American Welding Society como AWS A5.20-1969 e revisada em 1979, como AWS A5.20-79 [04]. Posteriormente, foi elaborada para a soldagem de aço baixa liga a Norma AWS A5.29-80 [05].

1.3 JUSTIFICATIVA PARA A PESQUISA

O arame tubular autoprotégido é visto como uma das alternativas mais econômicas para a substituição dos eletrodos revestidos, haja vista a sua elevada produção e a facilidade para a soldagem de grandes estruturas metálicas, que exigem, muitas vezes, a sua realização em ambiente aberto sob forte ação do vento. Nessas condições e devido às características deste processo de soldagem, o ar atmosférico submete o metal fundido à presença nociva do nitrogênio, do oxigênio e do hidrogênio, que podem prejudicar a qualidade e as propriedades mecânicas do metal de solda. Destes, o nitrogênio é a fonte de contaminação mais nociva e o seu teor, nas soldas com arame tubular autoprotégido, é sensivelmente superior às demais técnicas de soldagem a arco voltaico [02, 31].

O controle do teor destas impurezas e das propriedades mecânicas do metal depositado, especialmente da sua tenacidade, constituem-se nos dois grandes desafios enfrentados para o desenvolvimento dos arames tubulares autoprotégidos.

Muitas pesquisas desenvolvidas com os processos de soldagem MIG/MAG, arco submerso e principalmente com os eletrodos revestidos demonstraram como as propriedades mecânicas do metal de solda podem ser afetadas pela sua composição química, pela sua microestrutura e pelo procedimento de soldagem [33-74]. Esta área de conhecimento tem sido, no entanto, ainda pouco explorada para os eletrodos tubulares que apesar de proporcionarem soldas com bons níveis de resistência à tração, nem sempre obtém valores satisfatórios e aceitáveis para a tenacidade em baixas temperaturas [75].

Nos últimos anos, algumas pesquisas têm desenvolvido novos arames tubulares e buscado uma solução para o problema, através do balanceamento da composição química do fluxo, da ação dos desoxidantes, dos desnitrantes, dos fluoretos, dos carbonatos e dos elementos de liga junto com uma adequada seleção dos parâmetros do processo e do procedimento de soldagem.

Neste contexto, Souni e colaboradores [76] estudaram a microestrutura da solda de arames tubulares autoprotégidos, utilizando a microscopia eletrônica de varredura. Dorling e colaboradores [77] estudaram os fatores que controlam a tenacidade de juntas soldadas com estes arames em estruturas de aço carbono ao manganês. Dorling [75] também fez um estudo comparativo entre os efeitos das condições de soldagem sobre a microestrutura do metal de solda de um eletrodo revestido e de um arame tubular autoprotégido. Kaplan e Hill [78] estudaram reações do ar atmosférico no metal de solda e seus efeitos sobre a tenacidade da junta a arame tubular autoprotégido. Kotecki e Moll [79, 80] também investigaram a tenacidade enquanto González e colaboradores [81] pesquisaram a microestrutura do metal de solda de alguns arames tubulares autoprotégidos.

Apesar destes estudos terem propiciado um considerável avanço de conhecimento sobre os fundamentos metalúrgicos da soldagem com estes arames tubulares, este campo de pesquisa ainda permanece pouco explorado, especialmente com relação aos efeitos da complexa composição química do consumível sobre as propriedades mecânicas do metal de solda.

Por outro lado, os fluxos destes arames são de composição química bastante complexa, o que exige para o seu desenvolvimento um amplo conhecimento e domínio sobre o processo de fabricação do consumível. Neste sentido, o seu balanceamento químico não é simples, haja vista que pequena alteração em apenas um constituinte pode significar profundas e inesperadas modificações na composição química final e, conseqüentemente, na microestrutura e nas propriedades mecânicas do metal depositado. Deste modo, o arame “modificado” necessita para a sua utilização, um ajuste diferente para as faixas de corrente, tensão e demais variáveis de soldagem. Por estas dificuldades, os fabricantes de consumíveis mantêm segredo sobre as suas formulações o que, junto a escassez de material bibliográfico com a popularidade dos eletrodos revestidos, tem dificultado a sua divulgação e um maior uso industrial.

Um ponto bastante discutido entre os pesquisadores da área de soldagem é a relação tenacidade/microestrutura. Para os arames tubulares autoprotégidos isto tem sido

estudado especialmente na soldagem de materiais ligados, cuja microestrutura da solda apresenta uma grande incidência de microfases e, diferentemente do eletrodo revestido, a ferrita acicular não ocorre em quantidade suficiente para que seja determinante da tenacidade [34].

Neste caso, dentre os fatores metalúrgicos mais comuns que podem reduzir a tenacidade da solda de arame tubular autoprotégido, destacam-se a presença da microestrutura martensítica, do nitrogênio solúvel e do excesso de desoxidante/desnitretante em solução sólida. A presença dos desoxidantes e dos desnitretantes é fundamental para controlar os efeitos adversos do ar atmosférico. Um teor adequado de alumínio ou de titânio permite evitar a formação de porosidade no metal de solda. Entretanto, quando o excesso destes elementos ultrapassa certos limites, as modificações microestruturais e o endurecimento por solução sólida resultantes promovem a degradação das propriedades mecânicas, notadamente da tenacidade.

De outra forma, a relação dos parâmetros de soldagem com a microestrutura e com as propriedades mecânicas do metal de solda também não é totalmente conhecida para os arames tubulares autoprotégidos. Para soldas com requisitos de alta tenacidade, a faixa tolerada de variação para os parâmetros de soldagem com estes arames é muito estreita em relação aos eletrodos revestidos.

Nos estudos de Dorling e colaboradores [75], os parâmetros de soldagem não causaram efeitos sensíveis na resistência ao impacto, na microestrutura e nas temperaturas de transformação do metal como soldado por um eletrodo revestido AWS E7018. Contrariamente, o metal como soldado por um arame tubular autoprotégido foi afetado por pequenas variações nos parâmetros de soldagem.

Outro aspecto relevante é a resposta do metal de solda aos efeitos dos ciclos térmicos ser muito dependente da sua composição química. Existem diferenças significativas entre as composições químicas de soldas com eletrodos revestidos e com arames tubulares. Sabe-se que os produtos de transformação em baixas temperaturas são indesejáveis, se uma melhor tenacidade é requerida. No trabalho de Dorling [75], ficou claro que no metal depositado com um arame tubular autoprotégido a presença predominante da estrutura bainítica, reduziu a sua tenacidade em relação ao metal depositado com um eletrodo revestido, onde a ferrita acicular se caracterizou como a fase microestrutural predominante.

A ocorrência de fases indesejáveis pode ser reduzida se o tempo de resfriamento for reduzido. Isto pode ser obtido pelo uso de um alto aporte térmico. O aumento do aporte térmico pode ser conseguido pela redução da velocidade de soldagem, mas isto pode também propiciar um aumento no teor de nitrogênio do metal de solda e prejudicar a sua tenacidade [02]. Numa soldagem de passes múltiplos o efeito do passe posterior gera uma zona retransformada no metal depositado, a qual é geralmente subdividida em duas regiões: uma de grãos grosseiros e outra menor de grãos finos. Neste caso, o aumento de quantidade das zonas retransformadas torna-se fundamental para o refinamento de grãos e para a redistribuição de carbonetos, resultando no melhoramento da tenacidade do metal de solda.

Atualmente, já se dispõe de uma certa variedade de arames tubulares autoprotetidos comerciais [02, 04, 05], como consequência do desenvolvimento de diferentes formulações do fluxo e da morfologia da sua seção transversal. Existe um grupo de arames que apresenta uma adequada combinação de resistência à tração e de resistência ao impacto [AWS E71T8–Ni1/Ni2] e um grupo de arames sem requisitos de tenacidade, mas que mantém características operacionais de elevada estabilidade do arco e alta produção [AWS E70T–3, AWS E71T–7]. Todavia, o alto custo para a sua fabricação e a toxicidade dos gases gerados durante a soldagem, geralmente devido à presença de elevados teores de LiF e de Ba(08-08)ST, não os tornam competitivos frente aos eletrodos revestidos.

Superadas as dificuldades tecnológicas inerentes à fabricação, um dos problemas fundamentais na formulação do arame tubular autoprotetido é alcançar uma elevada tenacidade no metal depositado sem prejudicar as características econômicas e operacionais do processo.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 INTRODUÇÃO

Os arames tubulares autoprotégidos são projetados com características próprias e com concepções diferentes dos já tradicionais eletrodos revestidos. De acordo com a literatura técnica [02-07, 12-14], um arame tubular para a soldagem a arco voltaico se constitui de uma capa metálica que protege e acomoda na sua parte interior um fluxo de composição química bastante complexa.

A capa metálica pode ser de aço baixo carbono ou de um outro material similar àquele que será soldado, como por exemplo um aço inoxidável. O fluxo é uma mistura de materiais cuja composição química é projetada para garantir, além das características metalúrgicas, outras características que definem a proposta do consumível.

A mistura do fluxo pode incluir pó metálico (ferro-liga e elementos de liga), compostos minerais, sinterizados, compostos químicos elementares ou complexos etc. As principais funções cumpridas pelo fluxo são relacionadas à presença e ao teor dos elementos formadores de gás, de escória, dos estabilizadores do arco voltaico, dos desoxidantes e desnitretantes e de elementos de liga [02, 06, 07, 13]. Por isso a classificação dos arames tubulares com proteção gasosa, apoia-se principalmente em elementos formadores de escória e dos arames autoprotégidos em elementos formadores de gás e escória. Os arames para a soldagem com proteção gasosa podem ser do tipo rutílico, rutílico/fluoreto e ferro/titânio.

Os arames tubulares autoprotégidos podem conter fluxo a base de carbonato/fluoreto (básicos), fluoreto e orgânico/rutílico. Com os diversos tipos de metal e de fluxo, dispõem-se de muitas possibilidades para diversificar os métodos de desoxidação e desnitretação e de adição de elementos de liga na composição química final da solda [02, 13]. Contudo, a obtenção de uma característica técnica específica para um arame tubular não se restringe somente ao desenvolvimento da composição química do fluxo e da capa metálica, mas também necessita a definição da sua geometria e a relação fluxo/metal dentre outros itens de projeto. A geometria mais frequentemente usada é a do arame de seção simples, Figura 1(a, b).

A uniformidade no preenchimento de fluxo ao longo do comprimento do arame é uma característica que define o nível de qualidade de sua produção tecnológica. Como para os demais consumíveis usados na soldagem, as técnicas de sua fabricação e o teor de seus insumos não são de domínio público [01-03, 06]. Os dados publicados na literatura técnica não correspondem na íntegra às reais formulações dos arames, haja vista que os fabricantes muitas vezes utilizam formulações empíricas para os seus produtos e não divulgam os resultados obtidos. Os dados existentes são produtos de pesquisas realizadas em distintas instituições geralmente não vinculadas aos fabricantes. Na Tabela 1, apresenta-se um quadro resumo de ingredientes que compõem o fluxo de eletrodos revestidos e de arames tubulares [01].

As características da fusão simultânea da capa metálica e do fluxo, são importantes no estudo de mecanismos de fusão dos arames tubulares [01, 13]. A fusão de um arame tubular apresenta diferenças com relação aos arames maciços. Nestes últimos, os efeitos do comprimento do eletrodo e da corrente de soldagem são mais significativos.

Medidas nos fluxos elétrico e térmico de um arame tubular, mostraram que a condutibilidade elétrica específica da mistura “metal-mineral” (do arame), se reduz bastante para um pequeno aumento na proporção de componente mineral [13]. A condutibilidade térmica do fluxo é menor com o aumento da temperatura, é maior com o aumento do tamanho de suas partículas e depende das composições químicas da parte metálica e da parte mineral.

Isto ocorre porque o fluxo reduz o grau de “aquecimento ohmico” (efeito Joule) do arame, durante a passagem de corrente. A taxa de aquecimento da capa metálica é então menor devido ao consumo de calor requerido para a fusão do fluxo. A área de fluxo adjacente à capa metálica fundida é um sistema não homogêneo com uma resistência térmica adicional, dependente não somente dos parâmetros geométricos mas também de propriedades térmicas desta camada superficial, da distribuição e do tamanho das partículas, da concentração dos componentes e de suas interações [13]. Desta maneira, a condutibilidade térmica de um arame tubular aumenta com o incremento da transferência de calor através do fluxo e da capa metálica, afetando o seu consumo.

O processo de fusão dos arames tubulares, além da troca de calor e de massa entre o fluxo e a capa metálica, inclui também os processos de formação de escória, a evolução de produtos gasosos e a evolução de reações químicas [01, 13].

TABELA 1 - Componentes do fluxo de eletrodos revestidos e arames tubulares [01].

Componente químico	Processo		Função do componente							
	ER	AT	FE	FG	FV	D/D	EL	VE	DE	AE
Na ₂ O	x	x								
MgO		x								x
Al ₂ O ₃	x	x	x					x		
K ₂ O		x								
CaO	x	x						x		x
TiO ₂	x	x	x					x		x
MnO	x	x						x		
MnO ₂	x	x	x							
FeO	x	x	x					x		
Fe ₂ O ₃		x	x					x		
Fe ₃ O ₄		x	x					x		
ZrO ₂	x								x	
Na ₂ SiO ₃	x									
SiO ₂	x	x	x					x		
K ₂ SiO ₃	x									
ZrSiO ₄	x	x	x					x		
Li ₂ CO ₃				x						
Na ₂ CO ₃		x		x						
MgCO ₃		x		x						
K ₂ CO ₃	x			x						
CaCO ₃	x	x	x	x				x		
MnCO ₃	x		x	x						
BaCO ₃		x		x						
Mg		x			x	x				
Al		x				x				
Fe	x	x					x			
Fe-Ti		x				x				
Fe-Mn	x	x				x	x			
Ni		x					x			
LiF		x								x
NaF										
CaF ₂	x	x	x	x				x		x
BaF ₂			x	x						x
Asbesto	x		x							
Celulose	x		x	x						
Argila	x		x					x		

Notação

ER	Eletrodo revestido	AT	Arame Tubular
FE	Formador de escória	FG	Formador de gás
FV	Formador de vapor	D/D	Desoxidante/Desnitretante
EL	Elemento de liga	VE	Viscosidade da escória
DE	Destacab. da escória	AE	Agente protetor

Outro campo de pesquisa promissor está relacionado com os aspectos ainda não totalmente esclarecidos referentes a tenacidade do metal de solda a arame tubular autoprotetido. Estes aspectos precisam ser investigados para incrementar melhorias e assim torná-los mais competitivos frente aos eletrodos revestidos [01, 02, 07, 10, 13].

Como nem sempre a solda é isenta de defeitos, variação microestrutural e tensões residuais, então é importante que o metal de solda tenha bons níveis de tenacidade no metal de solda. Sabe-se que a presença de descontinuidades na junta pode degenerar as suas propriedades mecânicas. A possibilidade de progressão de uma fissura é sempre imprevisível e, quando esta é solicitada pode provocar a rápida ruptura do componente com consequências, muitas vezes, catastróficas.

Na soldagem a arame tubular autoprotetido, as dificuldades para o controle operacional do processo e para a obtenção de bons níveis de tenacidade devem-se principalmente à contaminação do metal de solda pela entrada de oxigênio e de nitrogênio do ar atmosférico na gota líquida e na poça de fusão. O nível desta contaminação pode ser controlado pela ação de elementos desoxidantes e desnitretantes como o alumínio, o titânio e o manganês [79]. Apesar dos seus benefícios como desoxidantes ou desnitretantes, o excesso destes elementos pode permanecer em solução sólida e interferir nas transformações metalúrgicas e na tenacidade do metal depositado. Nesta condição, a presença do alumínio gera o endurecimento por solução sólida, um estado de tensão associado à grande quantidade de nitretos, a formação de estrutura bainítica, o estreitamento da fase gama e a limitação na zona de transformação $\gamma \rightarrow \infty$ [02, 03, 14, 17, 79].

A exemplo de outros processos de soldagem a arco voltaico, as propriedades mecânicas do metal depositado a arame tubular autoprotetido e particularmente a sua tenacidade, dependem da sua composição química e da sua microestrutura. Estas relacionam-se aos consumíveis e as condições de soldagem [02, 06, 07, 10]. Neste sentido, não se tem desenvolvido estudos sistemáticos mostrando as influências dos elementos de liga ou da microestrutura resultante sobre as propriedades mecânicas do metal de solda.

De especial importância são os efeitos do manganês e do níquel sobre a tenacidade. Sabe-se que, para os eletrodos revestidos, o aumento no teor de níquel do metal de solda até 3,5%, aliado a uma quantidade adequada de manganês, melhora consideravelmente a tenacidade [34, 37, 39, 40, 42-45, 49, 52, 55, 59-66]. Entretanto, os baixos teores de oxigênio

(50-100 ppm), típicos do metal de solda de arame tubular autoprotégido [02], tornam a sua microestrutura pouco propícia à formação de ferrita acicular, que reconhecidamente é um componente microestrutural favorável a bons níveis de tenacidade. Deste modo, as combinações ótimas de manganês e de níquel encontradas para os eletrodos revestidos, onde a microestrutura dominante é a ferrita acicular, não se aplicam para os arames tubulares autoprotégidos, onde predominam as microestruturas bainíticas.

Com base no exposto, conclui-se que não é possível prever com total segurança o resultado final da soldagem antes de uma investigação teórica e experimental dos diversos fatores envolvidos no processo a arame tubular autoprotégido. A abordagem realizada nesta introdução reflete apenas uma idéia da complexidade agregada ao desenvolvimento dos arames tubulares. Os itens seguintes são referentes a uma breve revisão dos estudos sobre a performance da soldagem a arame tubular autoprotégido. Estes estudos abordam alguns fenômenos pertinentes à física do arco voltaico e à metalurgia da soldagem. Eles estão relacionados à operacionalização do processo, às propriedades mecânicas do metal de solda e versam sobre a transferência metálica, a ação do fluxo, os parâmetros operacionais e as condições de soldagem, a composição química e a microestrutura do metal depositado.

2.2 TRANSFERÊNCIA METÁLICA

A transferência metálica na soldagem a arame tubular autoprotégido, dentre outros fatores, é afetada pela composição química, pelo diâmetro, pela geometria e pela relação fluxo/metal do arame. As propriedades físicas, elétricas e metalúrgicas, bastante diferentes entre a capa metálica e o fluxo, interferem na estabilidade do arco voltaico e na proteção das gotas metálicas [01, 02, 11, 13, 15, 17, 78, 82]. Neste aspecto, o revestimento sobre a alma dos eletrodos manuais é mais efetivo à proteção da gota metálica do que o fluxo interno dos arames tubulares. Durante a soldagem com os eletrodos revestidos, forma-se uma cratera na sua extremidade que direciona o metal fundido e gera uma proteção adicional para este [83].

Os arames tubulares de seção simples caracterizam-se pela transferência globular não axial de gotas metálicas de tamanhos médio (0,5-1,0 mm) e grande (> 1,0 mm) [13]. Estas gotas se formam e crescem em giros na parte metálica do arame. Neste caso, a transferência é muitas vezes irregular devido a diferenças entre as condutibilidades térmica e elétrica do fluxo e da capa metálica do arame, que promovem o atraso na fusão do fluxo em relação a fusão do

metal e, como consequência, a formação de um excesso de fluxo não fundido na ponta do eletrodo [01, 02, 11, 15].

Na soldagem com estes arames tubulares simples, a expansão do gás gerado a partir do seu núcleo pela decomposição do fluxo, escoar no sentido da poça de fusão. Isto dificulta a formação e a transferência da gota no sentido axial do arame. Uma parte deste gás é refletido pela superfície da poça de fusão e produz um “colchão gasoso” que sustenta a gota metálica, retarda o seu destacamento, aumenta o seu tempo de transferência, promove o seu crescimento e a sua ascensão às paredes laterais do arame. A estes efeitos somam-se as forças eletromagnéticas do arco voltaico, particularmente quando este é mantido abaixo do centro de gravidade da gota [01, 02, 15].

Este fenômeno é conhecido como “efeito colchão” e é ilustrado esquematicamente na Figura 4. Observa-se por esta Figura, que uma grande gota em transferência não recebe uma adequada proteção gasosa ou da película de escória, permanecendo parcialmente exposta ao contato direto com o ar atmosférico, sendo neste caso a principal fonte de contaminação do metal fundido. Por outro lado, esta Figura também ilustra que a proteção gasosa à poça de fusão é quase sempre mais efetiva do que a proteção à gota metálica. Na soldagem em juntas chanfradas a concentração e a reflexão do gás pelas paredes do chanfro, promove uma melhor proteção à gota do que na soldagem de simples deposição [15, 17].

Os arames tubulares de seção complexa, por sua vez, são projetados com diâmetros superiores aos arames de seção simples. Neste caso, tanto a relação fluxo/metal como a área de contato entre estes componentes são maiores e, em muitos consumíveis, determinados elementos minerais na forma de pó de ferro são incorporados ao fluxo [01, 02, 13-15].

Neste aspecto, a condução de energia elétrica e de energia térmica entre metal/fluxo é mais eficiente e uniforme. O aquecimento no comprimento do eletrodo, por efeito joule, torna-se mais intenso com uma maior concentração e aproveitamento da energia do arco voltaico em benefício da fusão do arame. Gotas finas formam-se rápida e facilmente em vários pontos da parte metálica e recebem uma melhor e mais uniforme proteção dos gases gerados [02, 13-15]. Além da geração de gases, a baixa tensão superficial do metal líquido e as forças eletromagnéticas contribuem para a transferência axial em gotas finas [06, 07, 15].

Nesta geometria de arame, são também mais eficientes as misturas dos elementos desoxidantes, dos desnitrantes e dos formadores de gás na composição do fluxo. Desta forma,

são mais atuantes as barreiras físicas contra a entrada do oxigênio e do nitrogênio e também, a captura destes elementos pelos desoxidante e desnitretantes [01, 02].

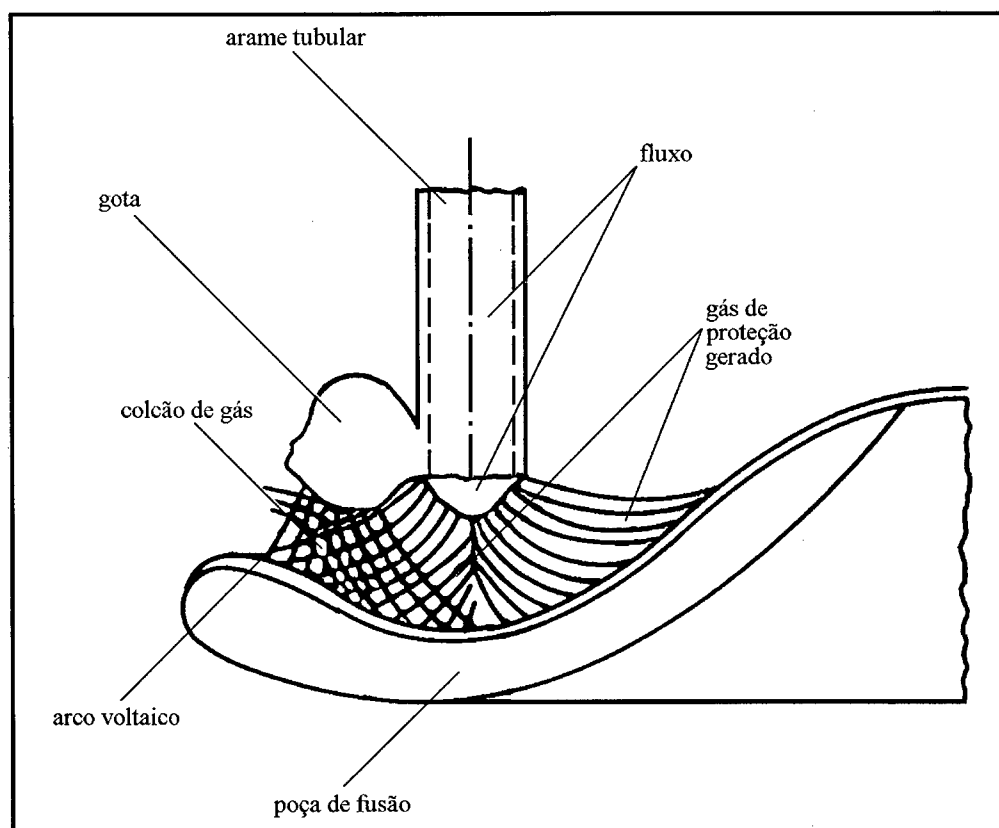


FIGURA 4 - Representação esquemática do "efeito colchão" [15].

2.3 AÇÃO DO FLUXO

Nos diversos processos de soldagem a arco voltaico a proteção do metal de solda é geralmente realizada por uma coluna de gás externo e/ou pelos produtos da decomposição de fluxos fundentes. Já foi mencionado, que na soldagem a arame tubular autoprottegido esta proteção ocorre essencialmente através da ação dos produtos da decomposição do seu fluxo.

Os diversos ingredientes presentes na composição química do fluxo são adicionados em quantidades cuidadosamente balanceadas para isolados ou em conjunto, desempenharem uma ou mais das seguintes funções: estabilização do arco voltaico, geração de vapores e de gases, desoxidação e desnitretação, geração de escória, adição de elementos de liga e pó de ferro etc. [01, 02, 07, 11, 13, 14, 17, 78].

Os ingredientes mais comuns são os carbonatos, os fluoretos, os desoxidantes e desnitretantes e os componentes metálicos como o ferro, o ferro-manganês, o alumínio, o magnésio, o níquel etc. (Tabela 1). Os carbonatos contribuem com a geração de gás e com a formação de escória. Os fluoretos favorecem a proteção gasosa do arco e também o controle da viscosidade da escória. Os componentes metálicos geralmente estão na forma de pó de ferro, de desoxidantes e desnitretantes (Al, Ti, Zr etc.) e de elementos de liga (Mn, Ni, Si etc.) [01-03, 07, 15].

O balanceamento da composição química do fluxo, conforme já foi mencionado, torna-se uma tarefa muito complexa pela grande quantidade dos ingredientes envolvidos, pela diversidade de suas funções, pelas suas interações e pelo reduzido espaço disponível no núcleo do arame que limita bastante a relação fluxo/metal. Além do mais, é difícil de precisar o papel específico para um ingrediente isolado, uma vez que pequenas modificações podem significar profundas e inesperadas alterações nos resultados pretendidos.

Desta forma, teores inadequados de desoxidantes e desnitretantes podem aumentar a incidência de porosidade e/ou reduzir a tenacidade da solda. Compostos formadores de gases ou de vapores em teores não controlados interferem nas condições operacionais do processo e em especial na transferência metálica, alteram o nível de salpicagem, o consumo, a produção e o rendimento de deposição do arame [02, 12].

Apesar da proteção prevista pela decomposição do fluxo, as soldas a arco descoberto (sem a proteção externa de gás), características da soldagem a arame tubular autoprotetido, apresentam, dentre os processos de soldagem a arco voltaico, os mais elevados níveis de contaminação pelo ar atmosférico. A entrada de ar promove a retenção de oxigênio e de nitrogênio na poça de fusão que podem gerar porosidade, inclusões não metálicas e provocar a degradação das propriedades mecânicas da solda [02, 10, 13].

Na prática, a exclusão total de contaminantes da zona de solda é uma tarefa difícil e muitas vezes antieconômica. Deste modo, o controle e a redução dos níveis de contaminação no metal de solda é geralmente complementado pela ação de fortes desoxidantes e desnitretantes incorporados aos consumíveis. Como exemplo, na soldagem TIG cerca de 0,20% Si é adicionado aos consumíveis para suprimir a geração do CO e eliminar a porosidade [02]. Na soldagem MAG o arame incorpora cerca de 1,50% Mn e 0,70% Si para compensar as perdas por desoxidação.

O projeto dos arames tubulares autoprotégidos segue duas diretrizes fundamentais de acordo os produtos gerados pela decomposição do seu fluxo. Uma de prevenção, que promove a formação de uma barreira física de vapores, de gases e de escória para isolar o metal fundido da contaminação atmosférica, e a outra de correção, que utiliza os elementos desoxidantes e os desnitretantes para a captura do oxigênio e do nitrogênio que entraram na poça de fusão. Na prática, uma composição destas duas técnicas é usada [07].

Alguns estudos desenvolvidos com os arames tubulares autoprotégidos têm concluído que os efeitos negativos da absorção do oxigênio e do nitrogênio, especialmente quanto à formação de porosidade, podem ser controlados por uma adequada geração de gás, de vapor, por uma escória de alto poder molhante e principalmente pela ação de desoxidação e de desnitretação. Além disso, faz-se necessário também um rigoroso controle dos parâmetros de soldagem [02, 03, 07, 15, 17, 77, 84].

A geração de porosidade no metal de solda pode ocorrer com a redução do óxido de ferro pelo carbono e/ou pela super saturação de nitrogênio na poça de fusão. O óxido de ferro é um produto da reação do oxigênio atmosférico com o ferro nas superfícies da gota em transferência e da poça de fusão. A partir desta reação ocorre a liberação de monóxido (CO) e/ou dióxido (CO₂) de carbono que, se forem retidos durante a solidificação, permanecem na forma de poros [01, 02, 07]. Felizmente, a formação destes gases pode ser facilmente reunida como produtos de desoxidação na forma de escória. Contrariamente, os nitretos começam a se formar próximo e imediatamente abaixo da temperatura de solidificação do ferro, não havendo grande oportunidade para flutuarem com a escória, ficando retidos na solda como inclusões não metálicas.

O nitrogênio é o elemento mais nocivo, de difícil eliminação, e que pode estar presente no metal de solda sob três formas distintas: o nitrogênio atômico dissolvido no metal líquido, o nitrogênio gasoso na forma de porosidade e/ou o nitrogênio ligado retido na forma de nitretos. O teor de nitrogênio no metal depositado depende da natureza do fluxo, do diâmetro, da geometria e da relação fluxo/metalo do arame, dos parâmetros e das condições de soldagem [01-03, 07, 17].

Segundo Höschel [15 apud 7] a absorção de nitrogênio ocorre principalmente através da gota, durante a sua retenção na ponta do eletrodo e no estágio de sua transferência em vôo livre pelo arco voltaico. O nitrogênio molecular, N₂, é inicialmente introduzido no ambiente

do arco voltaico e nas elevadas temperaturas se dissocia em nitrogênio atômico segundo a reação $N_2 = 2N$ [17, 78]. Esta reação é muito rápida e, na forma atômica, o nitrogênio tem maior atividade química e portanto uma maior facilidade de dissolução e de contaminação do metal fundido. Na soldagem com eletrodo positivo (CC^+), a existência de efeito elétrico dos íons N^+ os acelera para a poça de fusão, isto aumenta a sua absorção e o seu teor no metal de solda [02].

O limite de solubilidade em equilíbrio no metal líquido, que depende ainda da sua pressão parcial no arco voltaico, pode ser calculado pela expressão $[N] = K (P_{N_2})^{1/2}$, onde K é uma constante de proporcionalidade, N e P_{N_2} são, respectivamente, a concentração de nitrogênio no metal fundido e a sua pressão parcial no arco [17]. A solubilidade máxima do nitrogênio no ferro líquido é cerca de 0,045% (para uma atmosfera de nitrogênio) enquanto no ferro sólido, ela se reduz drasticamente para cerca de 0,012%. Esta diferença de solubilidade e o coeficiente de difusão relativamente baixo do nitrogênio, são responsáveis pela sua saturação do ferro líquido. A partir deste estágio de saturação ocorre a reação $N = 1/2(N_2)$. Nesta forma molecular, ele é insolúvel no ferro líquido e forma bolhas, que podem permanecer retidas no metal de solda na forma de porosidade.

A eliminação de porosidade e o incremento das propriedades mecânicas, podem ser obtidas pela redução do teor de nitrogênio livre no metal depositado. Neste sentido, a ação dos elementos desoxidantes e desnitréticos é fundamental para o aprisionamento deste nitrogênio na forma de nitretos [11, 17, 78].

Segundo Boniszewski [02], o teor admissível de oxigênio no metal de solda é 250-350 ppm para o eletrodo revestido AWS E7016 sem pó de ferro, 200-400 ppm para soldas a arcosubmerso de fluxo com índice de basicidade igual a 2,0 e para a soldagem com arame tubular autoprotetido esta faixa cai para 50-100 ppm. Além de Boniszewski, outros autores [01, 03, 17, 77] concordam com uma faixa entre 200-500 ppm de contaminação pelo nitrogênio nas soldas de arames tubulares autoprotetidos e para a maioria dos demais processos de soldagem a arco voltaico esta contaminação fica abaixo de 100 ppm.

2.3.1 PROTEÇÃO PELA GERAÇÃO DE GASES E DE VAPORES

A composição química e as reações para a fusão dos eletrodos revestidos e dos arames tubulares autoprotetidos são fatores determinantes das diferenças entre os volumes de gás, de fumo e de escória produzidas e emitidas durante a soldagem com estes consumíveis. Na

soldagem a arame tubular autoprotetido, o destacamento da gota e a sua transferência são afetados se a decomposição do fluxo for muito vigorosa ou se o volume de gás gerado for muito grande.

A geração de gás deve ser suficiente para promover uma adequada proteção ao metal fundido sem no entanto, produzir o “efeito colchão”. Neste caso, as propriedades físicas, elétricas e metalúrgicas muito diferentes da capa metálica e do fluxo, aliadas à geometria do arame, interferem decisivamente no comportamento operacional do processo e na proteção das gotas metálicas [01, 03, 11, 13-15].

A proteção pela geração de gás ocorre principalmente pela decomposição dos carbonatos e dos fluoretos. Os carbonatos mais usados são: CaCO_3 , MgCO_3 , BaCO_3 e Li_2CO_3 , com destaque para o CaCO_3 [01]. Dentre os fluoretos, os mais usados são: CaF_2 , MgF_2 , AlF_3 , NaF e LiF com destaque para o CaF_2 .

O uso dos carbonatos de baixa temperatura de decomposição como o CaCO_3 (520 a 825°C) e o MgCO_3 (350 a 900°C) facilita a geração e a expansão dos gases. A 720°C a reação de decomposição do carbonato de cálcio ($\text{CaCO}_3 \rightarrow \text{CaO} + \text{CO}_2$) se completa em uma hora, entretanto nas temperaturas do arco voltaico ela é praticamente instantânea. Os carbonatos que se decompõem em temperaturas mais elevadas como o BaCO_3 (1450°C) e o LiCO_3 (1310°C), retardam a geração de gás e reduzem o seu volume. Nesta situação, verifica-se uma considerável redução na salpicagem [02, 13, 14, 17, 20].

Os fluoretos de metais alcalinos vaporizam-se nas temperaturas do arco voltaico e geram densas nuvens de proteção ao metal fundido, reduzem a temperatura do arco e, por conseguinte, reduzem a energia para a dissociação do nitrogênio molecular. Na forma molecular são menores a sua atividade química, a sua pressão parcial na massa fundida e, como consequência, é menos intensa a contaminação do metal de solda [02, 17].

A presença de fluoretos no fluxo, além de fornecer a proteção gasosa, reduz a transferência de produtos da oxidação para o metal depositado. Embora o fluoreto de cálcio seja o mais usado na composição do fluxo destes arames tubulares, este composto apresenta um efeito adverso sobre a estabilidade do arco voltaico e sobre a transferência de metal. Leonard [01 apud 52] concluiu que, em atmosfera de CO , a reação do CaF_2 com o oxigênio resulta na liberação de flúor ($\text{CaF}_2 + \frac{1}{2} \text{O}_2 \rightarrow \text{CaO} + \text{F}_2$), o qual contribui com uma adicional proteção ao

metal líquido. Nesta atmosfera, os íons de flúor (F^-) interagem com o oxigênio, com o nitrogênio e com o hidrogênio, apresentando no entanto uma maior afinidade pelo hidrogênio.

A Figura 5 ilustra o comportamento do CaF_2 no fluxo de um eletrodo básico de baixo hidrogênio, como controlador dos teores de oxigênio, nitrogênio e hidrogênio do metal de solda [02]. Muito embora seja um pobre estabilizador do arco, especialmente na soldagem em corrente contínua positiva, o aumento do teor de CaF_2 em relação ao teor de $CaCO_3$ na composição do fluxo, reduz a formação de óxidos e a fração de gás gerado [01, 02].

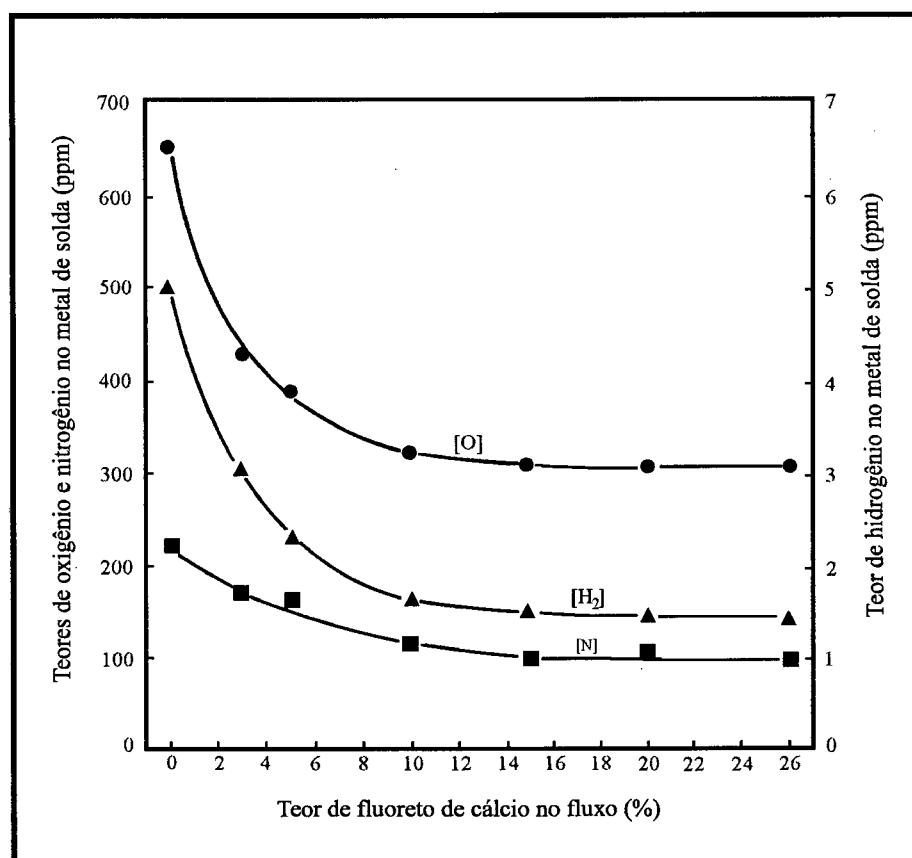


FIGURA 5 - Efeito do CaF_2 sobre o teor de oxigênio, de hidrogênio e de nitrogênio no metal de solda [02].

A utilização de fluoretos aumenta o volume de poluentes tóxicos no ambiente de soldagem. Por isso, a geração de uma grande fração volumétrica de vapores e de gases é uma séria restrição à soldagem em ambientes confinados. A toxicidade de certas substâncias, especialmente aquelas que contêm bário e que podem permanecer em suspensão por um longo tempo no ambiente de trabalho, podem causar problemas de saúde tanto ao soldador como às pessoas que circulam no ambiente de soldagem [02, 15, 17, 85]. Neste sentido, apesar da massa

de fluxo nos arames tubulares autoprotetidos ser menor do que a massa de revestimento nos eletrodos manuais, os primeiros descarregam uma maior fração de gases tóxicos durante a realização da soldagem.

Wegrzyn cita em seu trabalho [17] que um eletrodo com revestimento de baixo hidrogênio e fator de revestimento 1,50, produz cerca de 85% de escória e 15% de gases e fumos. Um arame tubular autoprotetido de composição química similar e mesma fabricação, produz cerca de 85% de gases e fumos contra 15% de escória. Killing [15], mediu a velocidade do fluxo gasoso de um arame tubular simples com fluxo a base de fluoretos de bário, de cálcio e de lítio. As medidas foram realizadas a cerca de 5 a 10 mm de distância do arco voltaico e a velocidade foi de aproximadamente 40 m/s. Este nível de velocidade é muitas vezes superior aqueles empregados para os gases de proteção nos processos MIG/MAG e portanto, presumivelmente seria capaz de propiciar um melhor isolamento e proteção do metal fundido.

Além da presença dos fluoretos, outros fatores favorecem a maior poluição ambiental promovida pela soldagem com o arame tubular autoprotetido. Destacam-se a localização interna do fluxo no arame, as elevadas densidades de corrente e a presença em maiores proporções, de diferentes elementos geradores de gases e de fumos [02, 07, 17]. As experiências de Wegrzyn [17] demonstraram que neste caso, para cada 100g de metal depositado, na soldagem a arame tubular autoprotetido, são emitidos cerca de 5g de gases, vapores e fumos resultantes dos fluoretos. Nos eletrodos revestidos de baixo hidrogênio esta relação é dez vezes menor.

Widgery [07] enfatiza que, dentre os elementos que compõem o fluxo dos arames tubulares autoprotetidos, a maior controvérsia é quanto ao uso dos compostos de bário. Isto é atribuído ao seu elevado custo e à grande toxicidade do seu fluoreto, Ba(08-08)ST. Entretanto, o carbonato de bário, BaCO_3 , tem sido preferencialmente introduzido no arame da classe AWS E70T-1, devido a sua temperatura de decomposição ser superior a do carbonato de cálcio, por desprender um menor volume de gás e ser menos propenso a provocar micro explosões internas ao arame no comprimento do eletrodo.

O bário é ainda um auxiliar eficaz no controle dos parâmetros de soldagem. O seu principal benefício é manter baixa a tensão do arco voltaico, como resultado da sua baixa função de trabalho. Widgery [07] cita que um arame a base de Al-CaF_2 , necessita de 22V a uma dada

corrente de soldagem para prevenir fragmentações na ponta do arame e manter o arco estável. O mesmo arame contendo Ba(08-08)ST necessita somente de 13 a 14V.

Destacam-se portanto duas vantagens derivadas do uso deste fluoreto. A primeira, seria a maior facilidade de soldagem fora da posição plana. Neste caso, a reduzida energia entregue a arco voltaico e a menor consumo do arame, a uma dada corrente de soldagem, facilitam o controle da poça de fusão. O outro benefício creditado à baixa tensão do arco voltaico e, por conseguinte, ao seu curto comprimento, é a redução na contaminação por nitrogênio atmosférico e ao seu transporte através da gota líquida até a poça de fusão. Por isso, muitos dos arames tubulares projetados para alta tenacidade e que foram usados em construções “offshore” do Mar do Norte, contém fluoreto de bário. O fluoreto de potássio, KF, não é usado por ser altamente higroscópio [03, 17].

A proteção gasosa do metal fundido pode também ser incrementada pelo uso de ingredientes de baixo ponto de fusão, de fácil vaporização e ebulição [17]. Além dos fluoretos são usados os iodetos, os brometos e os cloretos.

Os iodetos fundem à baixas temperaturas (450 a 750°C), a sua ebulição ocorre a 1200°C e são cerca de trinta vezes menos tóxicos do que os fluoretos. O seu uso é limitado pelo elevado grau de higroscopicidade e pelo seu característico e irritante odor. Os brometos têm características similares aos iodetos, contudo, apresentam maior dificuldade na evolução do seu processo de fusão. Os cloretos são altamente higroscópicos e menos tóxicos do que os iodetos e os brometos. Estes elementos fundem a temperaturas inferiores a 1000°C (LiCl a 613°C, CaCl₂ a 772°C, BaCl₂ a 960°C) e a sua ebulição ocorre entre 1360 e 1830°C. No entanto, estes cloretos tem propriedades corrosivas que limitam a sua utilização [17].

A proteção pelos vapores metálicos utiliza principalmente o magnésio, o alumínio, alguns fluoretos e o lítio [01, 02, 07, 15, 78]. Com a ebulição do Mg a 1100°C forma-se em volta do arco voltaico uma nuvem de vapor que propicia uma adicional proteção das gotas metálicas. Na fase gasosa, além dos vapores de magnésio e de alumínio coexistem outros vapores parcialmente dissociados do fluoreto de cálcio assim como também os produtos de sua interação, MgF₂, AlF₃ e subóxidos de alumínio, AlO e AlO₂. Neste caso, a eficiência de proteção ao metal fundido depende da quantidade de Mg e de Al presente no fluxo do arame. O aumento no teor destes elementos provoca o aumento de suas pressões parciais na fase gasosa e uma contribuição mais efetiva à proteção. No entanto, este procedimento eleva a transferência de

alumínio e o seu teor no metal de solda, o que pode ser bastante prejudicial às propriedades mecânicas [02, 07, 78].

2.3.2 PROTEÇÃO PELA GERAÇÃO DE ESCÓRIA

Muitos dos materiais que compõem os fluxos dos arames tubulares autoprotetidos são geradores de escória. Os mais importantes são os carbonatos, os fluoretos, os óxidos ferrosos de titânio, de cálcio e de manganês. Destes, os maiores formadores de escória são os carbonatos [01, 02, 11, 15]. A escória exerce uma ação físico-química sobre o metal de solda e tanto a sua quantidade como a sua natureza influenciam na forma e no tamanho das gotas como também no aspecto final da solda.

Nos processos de soldagem a arco voltaico que utilizam fluxo fundente, a efetiva proteção pela formação de escória ocorre através da decomposição do fluxo de modo que este libere constituintes, que gerem uma película contínua com fluidez capaz de envolver rápida e totalmente a gota metálica na ponta de eletrodo [11, 15].

Segundo Tulian e colaboradores [01 apud 15], na soldagem a arco submerso com fluxo a base de carbonatos, a adição de 10% LiF, como agente protetor em combinação com 30% TiO_2 , produz uma escória de elevada fluidez. No entanto, neste caso eles constataram prejuízos para a aparência do cordão de solda. Da mesma forma que o carbonato de cálcio se decompõe e promove a formação de escória, o fluoreto de cálcio é também um gerador de barreiras físicas para a reação gás-metal. Jakson [01 apud 29] enfatiza que o CaF_2 é um dos mais eficazes reagentes na redução da viscosidade da escória. Neste caso, uma maior fluidez da escória facilita o seu deslocamento da poça de fusão e do metal de solda. De outra forma, o CaF_2 tem revelado habilidade como um redutor da salpicagem. Conforme é ilustrado na Figura 6, o aumento no teor de CaF_2 na composição do fluxo reduz a viscosidade da escória.

Os óxidos ferrosos, de titânio, de cálcio e de manganês em quantidades adequadas são também eficientes no controle da viscosidade da escória, entretanto, em menor grau que o CaF_2 . Embora os fluxos a base de óxidos promovam a formação de uma barreira física para as reações gás/metálico, dependendo de sua basicidade e de sua estabilidade termodinâmica, eles também podem reagir com o metal de solda [01, 03].

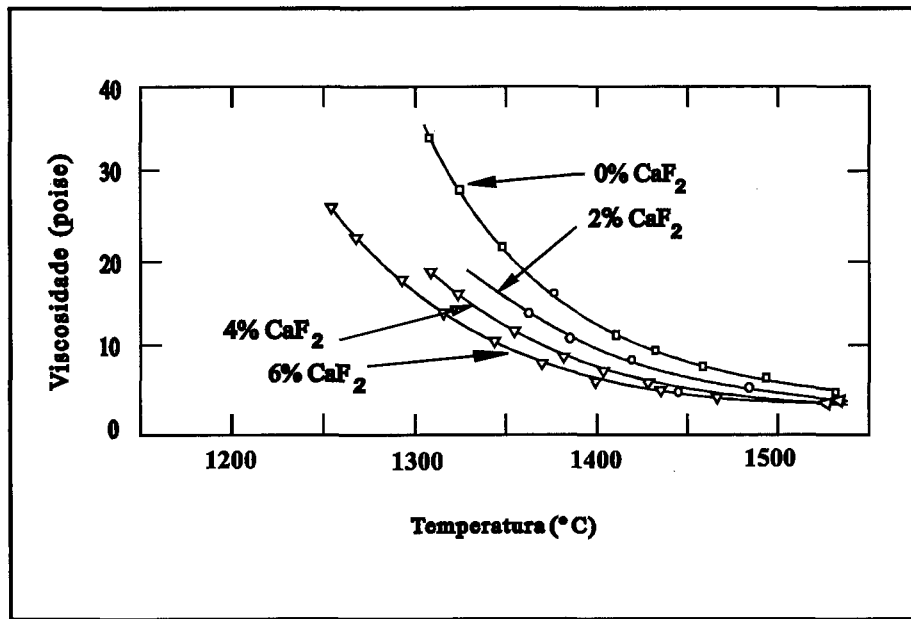


FIGURA 6 - Efeito do CaF_2 sobre a viscosidade da escória [01].

2.3.3 PROTEÇÃO PELA DESOXIDAÇÃO E DESNITRETAÇÃO

Devido a sua característica de soldagem ao sem proteção de gás externo, a proteção do metal de solda a arame tubular autoprotégido ocorre parcialmente pela prevenção à absorção de nitrogênio e em grande escala, pela sua captura na forma de nitretos estáveis. A autoproteção atribuída a estes arames tubulares é então em grande escala, devido à maior afinidade do oxigênio e do nitrogênio pelos elementos desoxidantes e desnitretantes do que pelo ferro. Os desoxidantes e desnitretantes combinam-se com os elementos afins, para formar os seus próprios óxidos e nitretos e minimizar a formação de gás no metal fundido [02, 15]. A maior afinidade química é representada pela maior energia livre de formação do composto entre um dado elemento e o oxigênio ou o nitrogênio, conforme é ilustrado na Figura 7. De acordo com esta Figura, os nitretos de Al, Ti e Zr são mais estáveis do que os de Si, Ca e Mg. Estes últimos se mostram mais efetivos como desoxidantes.

A capacidade de proteção do ambiente do arco pode ser quantificada pelo grau de contaminação do metal de solda através de uma escala de nitrogênio [02]. O conteúdo residual de nitrogênio no metal de solda na forma de nitretos (AlN), indica o grau de contaminação inicial da poça de fusão pelo ar atmosférico. A Figura 8 ilustra uma escala de nitrogênio que relaciona o teor deste elemento, na forma de nitretos, para metais de solda de diferentes processos de soldagem a arco voltaico.

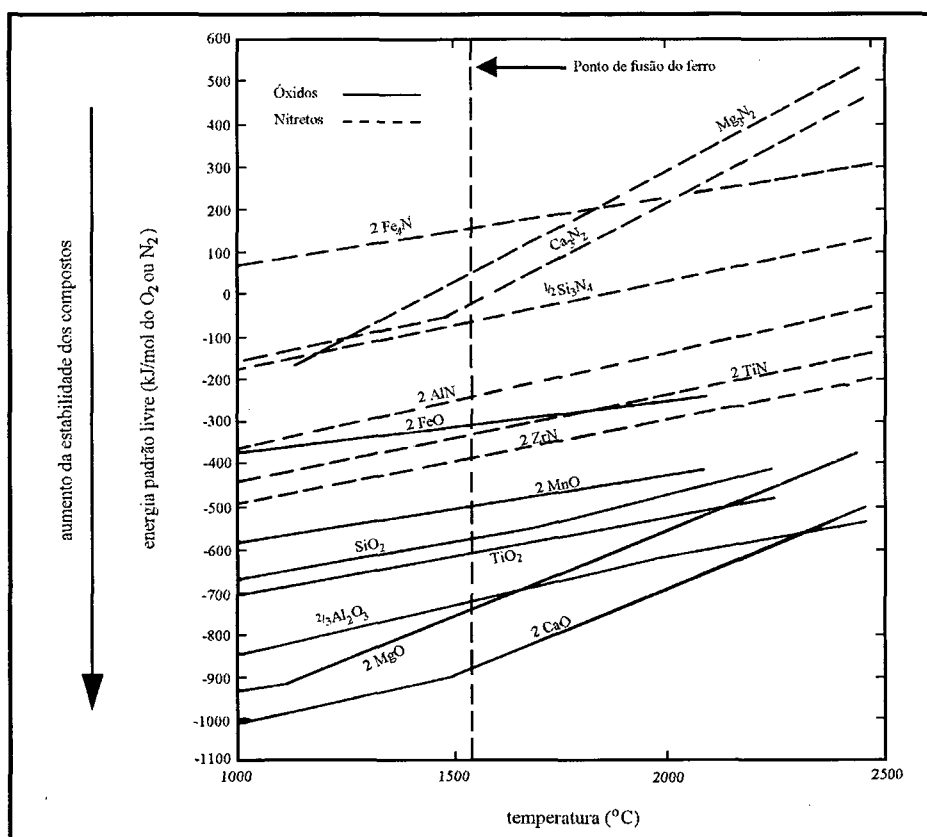


FIGURA 7 - Efeito da temperatura sobre a energia livre de formação de óxidos e de nitretos [02].

De uma forma geral o alumínio, o silício, o manganês e o titânio são os desoxidantes e desnitrerantes mais usados nos fluxos dos arames tubulares autoprotetidos. Destes, o alumínio tem sido o preferido. O alumínio promove um baixíssimo nível de inclusões não metálicas (AlN) as quais são mais voláteis do que as inclusões de outros nitretos, tendem a segregar-se nos contornos de grãos e não formam malhas frágeis e contínuas como ocorre, por exemplo, com o titânio [02, 07]. Além disso, a formação de sulfetos de alumínio (Al_2S_3) a 1500°C , pode favorecer a remoção de algum enxofre do metal durante a transferência metálica [02, 03]. O titânio por sua vez apresenta como desvantagem a formação de uma densa população de carbonitretos, maior quantidade de inclusões oxidas e uma maior tendência a formação de estrutura bainítica [02, 03]. O zircônio, por sua menor capacidade de transferência e de reação na zona fundida, é pouco usado.

O alumínio apresenta ainda uma cinética de reação que favorece a formação de nitretos cuja distribuição se produz de maneira similar a do nitrogênio, ou seja, no último filme de metal líquido na frente de solidificação. Isto contribui para a redução do risco de porosidade nas zonas segregadas [02, 07, 17, 78]. Neste caso, a reação de desnitratação é expressa pela

relação $\text{Al} + \text{N} \rightarrow \text{AlN (s)}$, onde Al e N são as concentrações destes elementos dissolvidos no ferro e AlN (s) é o nitreto de alumínio sólido. A concentração de equilíbrio entre os teores de Al e de N a uma dada temperatura é tal que $[\text{Al}] \times [\text{N}] = K$, onde K é uma constante de equilíbrio definida pela variação da energia livre padrão para a reação $\text{Al} + \text{N} \rightarrow \text{AlN (s)}$. O nitreto de alumínio é mais estável no ferro sólido do que no ferro líquido.

Segundo os estudos de Kaplan e Hill [78], para teores de alumínio abaixo de 0,50%, uma pequena quantidade de nitretos é formada e há também uma certa incidência de porosidade. Elevados níveis de alumínio, cerca de 1,4%, reduzem a incidência de porosidade e favorecem a formação de AlN no metal depositado. Para níveis intermediários de alumínio, cerca de 1,0%, ambas as reações podem ocorrer. Desta forma, devido à flutuações na distribuição de nitrogênio na composição da solda, por isso aplica-se a auto desoxidação e desnitretação pela adição de um excesso de alumínio.

Apesar de seu benefício como inibidor de porosidade, o alumínio gera inclusões de óxidos e de nitretos além de promover a formação da microestrutura bainítica, que prejudicam a tenacidade do metal de solda [02, 07, 77].

Killing [15] concluiu que o uso do fluoreto de lítio (LiF) em alguns arames tubulares autoprotégidos reduz a absorção de nitrogênio. Segundo este pesquisador, a reação ocorre inicialmente com o Cálcio ($\text{Ca} + 2\text{LiF} \rightarrow \text{CaF}_2 + 2\text{Li}$) e em seguida, o lítio metálico liga-se ao nitrogênio livre que é aprisionado na forma de nitreto ($6\text{Li} + \text{N}_2 \rightarrow 2\text{Li}_3\text{N}$). A vantagem atribuída a este método de desnitretação comparado com o do alumínio ou com o do alumínio/magnésio, contidos na maioria dos arames tubulares comerciais, ainda não está totalmente esclarecida. Presume-se que a adição de lítio pode eliminar efeitos prejudiciais das inclusões e contribuir para reduzir as alterações na microestrutura do metal de solda [01-03].

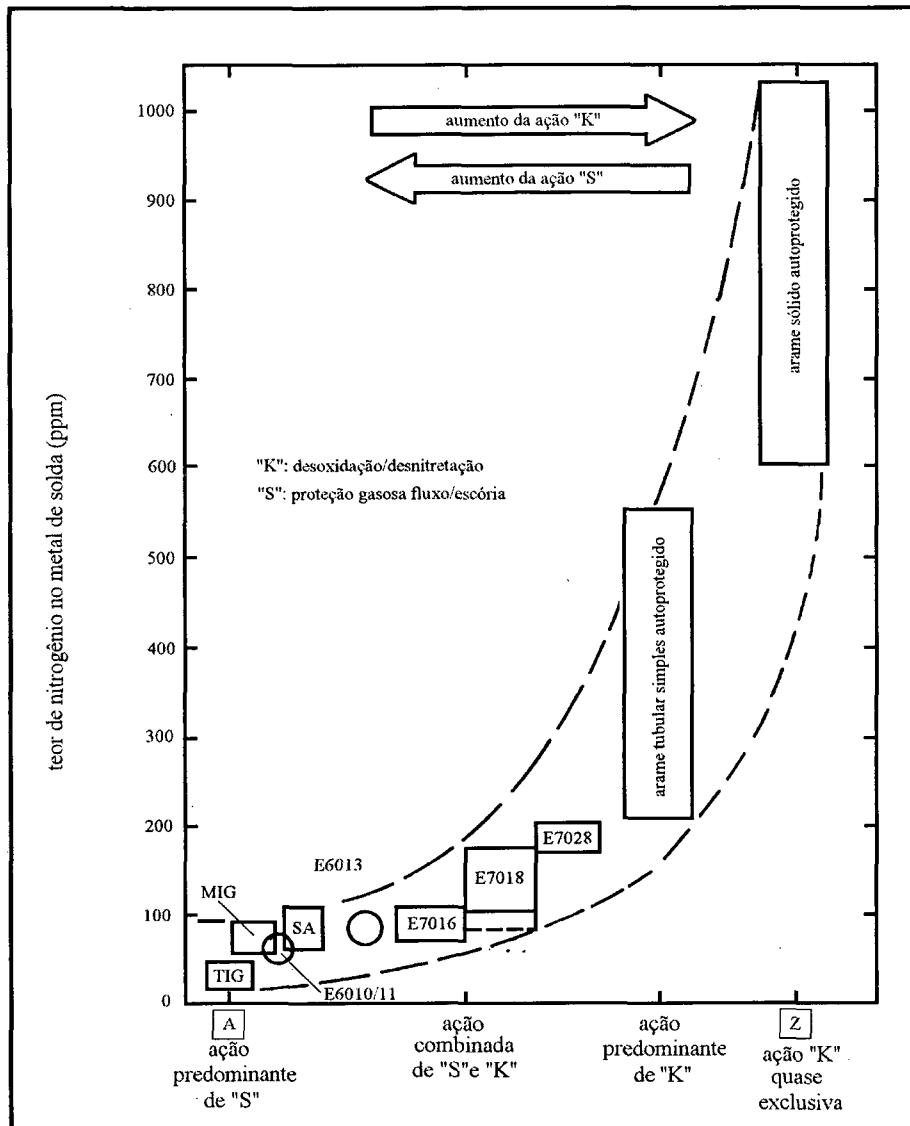


FIGURA 8 - Escala de nitrogênio. Soldagem de aço ferrítico [02]

2.4 PARÂMETROS DE SOLDAGEM

Uma característica importante do processo de soldagem com arame tubular autoprotégido é a sua limitação à estreitas faixas de variação dos parâmetros operacionais. O ajuste dos parâmetros de soldagem de acordo com a natureza do consumível usado é um dos fatores que dificultam a repetibilidade de valores para a resistência ao impacto da junta, na condição como soldada. Pequenas alterações nos parâmetros de soldagem podem causar modificações na proteção do metal fundido e resultar em variação microestrutural que conduza a diferentes propriedades mecânicas [02, 03, 07].

Rodgers e Lochhead [10] estudaram a influência das variáveis de soldagem sobre a tenacidade do metal de solda com um arame Innershield NR 203NiC. Eles concluíram que este processo de soldagem pode produzir uma solda praticamente isenta de contaminantes atmosféricos e com propriedades mecânicas satisfatórias, mesmo na condição como soldada, desde que a seleção, o ajuste e o controle dos parâmetros de soldagem sejam adequadamente realizados. Desta forma, é essencial um rigoroso controle do procedimento de soldagem e isto requer um conhecimento detalhado da importância relativa das variáveis do processo tais como o comprimento do eletrodo, a tensão, a corrente e a velocidade de soldagem. A seguir realiza-se uma abordagem sobre a importância destes parâmetros de soldagem.

i. COMPRIMENTO DO ELETRODO

O comprimento do eletrodo é um parâmetro de grande importância e que apresenta efeitos significativos sobre a soldagem com arame tubular autoprotetido [02, 03, 13, 14, 82, 86]. A circulação da corrente através do comprimento do eletrodo produz um pré-aquecimento do arame por efeito Joule, que intensifica a geração de gás e de vapor durante a soldagem.

Mantendo-se as demais condições, a redução deste parâmetro aumenta a corrente de soldagem. Um excessivo comprimento do eletrodo contribui para a redução da tensão no arco voltaico, o aumento da instabilidade do arco, a intensificação da salpicagem e para a geração de porosidade no metal depositado [02, 03, 11]. A possibilidade de soldagem com grandes valores de comprimento do eletrodo, por outro lado, facilita a visibilidade na soldagem em juntas de difícil acesso.

ii. TENSÃO DE SOLDAGEM

A tensão de soldagem tem relação direta com a estabilidade e com o comprimento do arco e a sua variação afeta consideravelmente os teores de nitrogênio no metal de solda. Durante a soldagem a arame tubular autoprotetido recomenda-se um comprimento (tensão) de arco constante [03]. Embora esta necessidade seja satisfeita em condições ideais de laboratório, na prática industrial, a sua obtenção ocorre com alguma dificuldade.

Neste processo de soldagem, os valores ótimos para a tensão não permitem, muitas vezes, uma variação de 1,5V. A um aumento no comprimento de arco pode corresponder um aumento na concentração de nitrogênio e uma redução na tenacidade do metal depositado. Neste caso, por tratar-se de um processo ao sem proteção de gás externo, os teores de nitrogênio podem superar a faixa entre 200 e 500 ppm, considerada tolerável [01, 02, 07, 17]. Teores acima de 500 ppm podem ocorrer não se controla a tensão máxima do arco. Neste caso, o aumento no comprimento do arco voltaico possibilita um maior acesso de nitrogênio no ambiente do arco. Tensão abaixo da faixa de trabalho recomendada, aumenta instabilidade do arco e a salpicagem [03, 10, 78]. A Figura 9 mostra a variação no teor de nitrogênio em função da tensão do arco na soldagem de passes múltiplos a arame tubular autoprottegido em 350 A de corrente, 50 mm de comprimento do eletrodo e velocidade de soldagem igual a 35 cm/min [78].

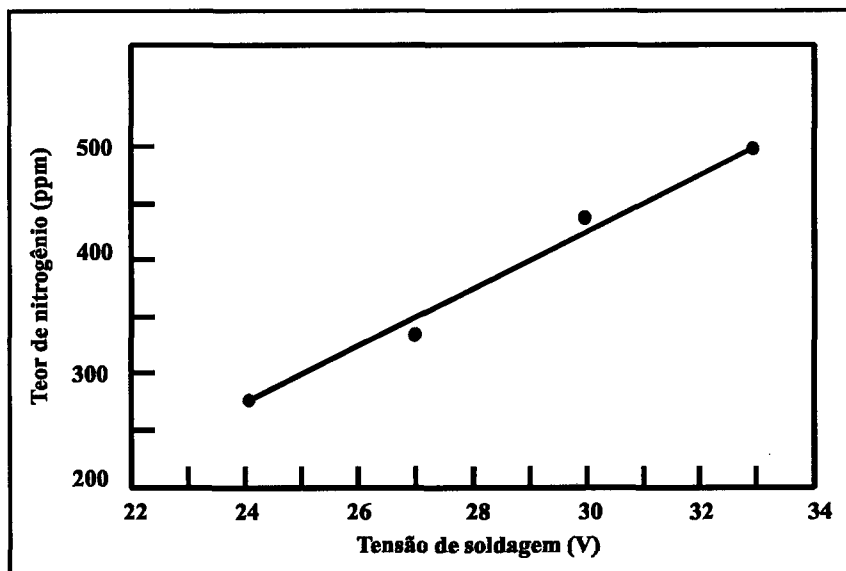


FIGURA 9 - Efeito da tensão de soldagem sobre o teor de nitrogênio no metal de solda a arame tubular autoprottegido [78].

iii. CORRENTE DE SOLDAGEM

A corrente de soldagem afeta principalmente a transferência metálica e a proteção do metal fundido. O aumento da corrente acelera a transferência metálica, reduz o tamanho das gotas, intensifica a vaporização dos ingredientes do fluxo e a proteção gasosa do arco. Isto leva a uma menor contaminação pelo nitrogênio, minimizando a formação de porosidade e o prejuízo das propriedades mecânicas [01, 02, 03, 07, 78].

Segundo Pokhodnya e colaboradores [11], com o aumento da intensidade de corrente, a quantidade de nitrogênio na gota metálica diminui mesmo com a elevação da tensão de soldagem. Por outro lado, sabe-se que valores excessivos da corrente podem aumentar a contaminação do metal de solda, devido à formação do “efeito colchão” [02, 07, 15]. A Figura 10 mostra o efeito da corrente de soldagem sobre o teor de nitrogênio em soldas passes múltiplos com arame tubular autoprotetido.

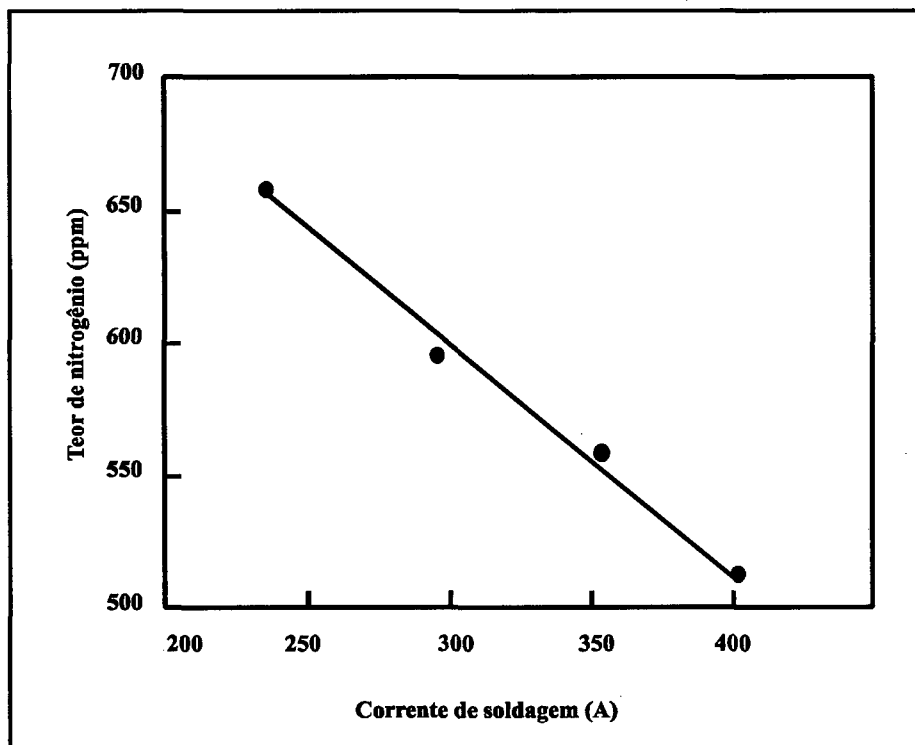


FIGURA 10 - Efeito da corrente de soldagem sobre o teor de nitrogênio no metal de solda a arame tubular autoprotetido [78].

iv. VELOCIDADE DE SOLDAGEM

Rodgers e Lochhead [10] concluíram que a velocidade de soldagem é um dos parâmetros que apresenta as maiores influências no controle da tenacidade do metal de solda. Esta variável afeta as reações metalúrgicas envolvendo o metal líquido. Uma velocidade de soldagem muito baixa promove o aumento do volume da poça de fusão e uma maior facilidade para a sua contaminação pelo nitrogênio. Um valor muito elevado nesta velocidade não permite no entanto, a intensificação das reações metalúrgicas de modo a complementar o processo de desnitretação. Neste caso, verifica-se também o aumento do teor de nitrogênio livre no metal de solda. Neste trabalho [10] a tenacidade, medida pelo ensaio Charpy-V apresentou os melhores

resultados para as maiores velocidades de soldagem. Este resultado favorável pode ser explicado através de fatores metalúrgicos relacionados aos delgados e estreitos passes depositados, ao refinamento da microestrutura e a redução no teor de nitrogênio no metal depositado. A tenacidade se reduziu para as soldas depositadas com tecimento, que resultaram em passes mais largos.

v. APORTE TÉRMICO

Sabe-se da importância que a condição de soldagem exerce sobre a qualidade da junta soldada. Sabe-se também da complexidade relacionada à seleção dos fatores variáveis e dos seus níveis mais adequados, para que se alcance os objetivos pretendidos, sejam estes de natureza operacional, metalúrgica ou de resistência mecânica. As variáveis são muitas e as suas interações complicam a definição de uma solução ótima para o problema. Neste contexto, incluem-se o aporte térmico, o projeto da junta e, na soldagem de passes múltiplos, destacam-se a sequência de deposição, o número de passes, a técnica de soldagem com ou sem tecimento, a temperatura interpasses etc.

A tensão, a corrente e a velocidade de soldagem podem ser reunidas sob o conceito de aporte térmico, definido como o valor da energia de soldagem por unidade de comprimento. Desta maneira, obtém-se uma maior facilidade para a interpretação dos resultados relativos a contaminação do metal de solda e de suas propriedades mecânicas. O aporte térmico é dado pela seguinte expressão:

$$AT = \frac{U \cdot I}{v} \quad (01)$$

onde,

AT é o aporte térmico em kJ/mm,

U é a tensão de soldagem em V,

I é a corrente de soldagem em A e

v é a velocidade de soldagem em mm/s.

Alterações neste fator são em geral acompanhadas por variações na velocidade de resfriamento com efeitos na microestrutura da solda. Crescentes valores de aporte térmico tornam a poça de fusão progressivamente maior, reduzem a velocidade de resfriamento da junta

e aumentam o tempo de reações metalúrgicas no metal de solda. Um excessivo aporte térmico pode causar o crescimento de grãos e reduzir a tenacidade da solda.

A Figuras 11 mostra o efeito da velocidade de soldagem e do aporte térmico sobre o teor de nitrogênio em soldas de um arame Innershield (NR 203Ni-C). Observa-se que o teor de nitrogênio se reduz de 420 para 250 ppm, quando a velocidade média de soldagem aumenta de 12,5 para 20 cm/min. Isto correspondente a uma redução de 2,5 para 1,5 kJ/mm no aporte térmico. Para um novo aumento na velocidade de soldagem de 20 para 30 cm/min, o aporte térmico se reduz de 1,5 para 1,0 kJ/mm e nesta situação, o teor de nitrogênio aumenta de 250 para 280 ppm [02].

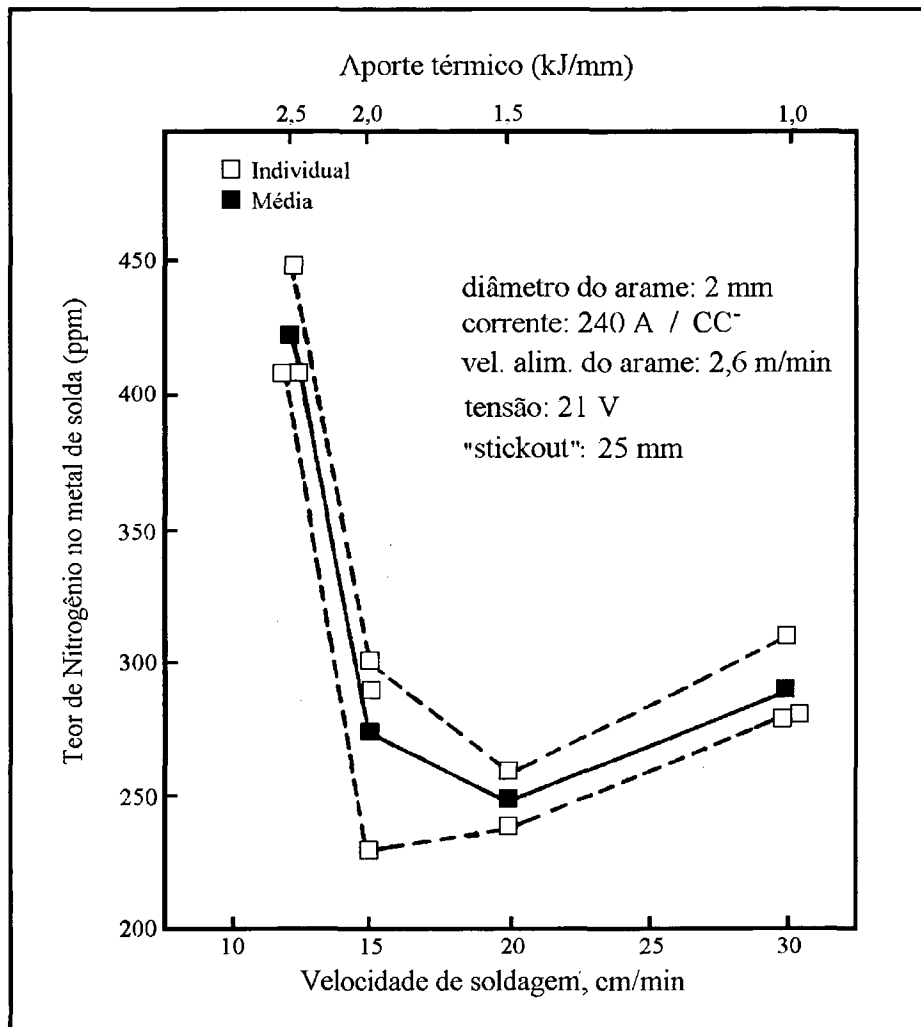


FIGURA 11 - Efeito da velocidade de soldagem e do aporte térmico sobre o teor de nitrogênio na solda. Arame Innershield NR 203Ni-C [02].

vi. SOLDAGEM EM PASSES MÚLTIPLOS

É grande o interesse pelo estudo da microestrutura do metal depositado nas condições como soldado, haja vista, que os dados de resistência ao impacto com tratamento térmico pós-soldagem, geralmente não são aplicáveis na construção de grandes estruturas. Por outro lado, a resposta do metal de solda aos ciclos térmicos depende, em grande escala, da sua composição química [03].

Ciclos térmicos adicionais resultam quando se utiliza a técnica de vários passes ou quando se realizam tratamentos térmicos pós-soldagem. Na soldagem em passes múltiplos, o metal depositado é formado por sucessivas regiões retransformadas, pelo passe subsequente. Entende-se por zona retransformada, a região do metal depositado que sofreu aquecimento do passe subsequente com variações microestruturais relevantes acima ou abaixo da linha de transformação A_1 . A região retransformada engloba duas outras regiões distintas, uma região total ou parcialmente recristalizada ($T > A_1$) e outra região apenas revenida ($T < A_1$) [87]. A região recristalizada é normalmente constituída por uma zona de grãos grosseiros na parte em que as temperaturas são elevadas dentro do campo austenítico, acima de A_3 . Há uma outra região, de grãos refinados, onde a temperatura não passa do limite de A_1 - A_3 [87]. A extensão ou o comprimento da região retransformada aumenta com o incremento do aporte térmico e da temperatura interpasses. Isto leva a um refinamento da microestrutura e realça a tenacidade do metal de solda [02, 03, 07, 87].

A microestrutura da região retransformada depende também da microestrutura e da composição química da região colunar, que a originou. Elementos como o manganês e o molibdênio conferem uma certa estabilidade microestrutural no reaquecimento. Desta maneira, em metais de solda com estes elementos é possível que a microestrutura da região retransformada seja bastante semelhante àquela da região colunar que lhe deu origem, contudo, em proporções diferentes. Já para soldas com baixa proporção de elementos de liga e sem elementos estabilizadores (Mn, Mo), no reaquecimento da região colunar, existe uma forte tendência para a sua transformação total, ou parcial [87].

Além do efeito dos elementos de liga sobre a microestrutura da região retransformada, deve-se levar em conta também os ciclos térmicos de reaquecimento. Neste caso, a microestrutura da região de grãos grosseiros ($T > A_3$) da zona retransformada, tende a ser

bastante semelhante à microestrutura da região de grãos colunares, especialmente em cordões de solda de alta liga. Na região de grãos finos ($A_3 > T > A_1$) os novos grãos formados no reaquecimento são bem menores, o que reduz consideravelmente a temperabilidade do metal de solda [87].

Na soldagem com arame tubular autoprotégido de elevados teores de alumínio o refinamento de grão e da microestrutura pode ser conseguido através da adição de elementos formadores da austenita tais como o carbono, o manganês ou o níquel como, também, por uma adequada seqüência de deposição. A ocorrência de refino na microestrutura de soldas à arame tubular autoprotégido, reduz o efeito nocivo do excesso de alumínio, tende a aumentar a tenacidade e demonstra a eficácia da restauração da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ [02]. Pelo exame da Figura 12 nota-se o aumento da tenacidade de soldas à arame tubular autoprotégido a partir de uma seqüência de deposição que maximize a recristalização dos grãos.

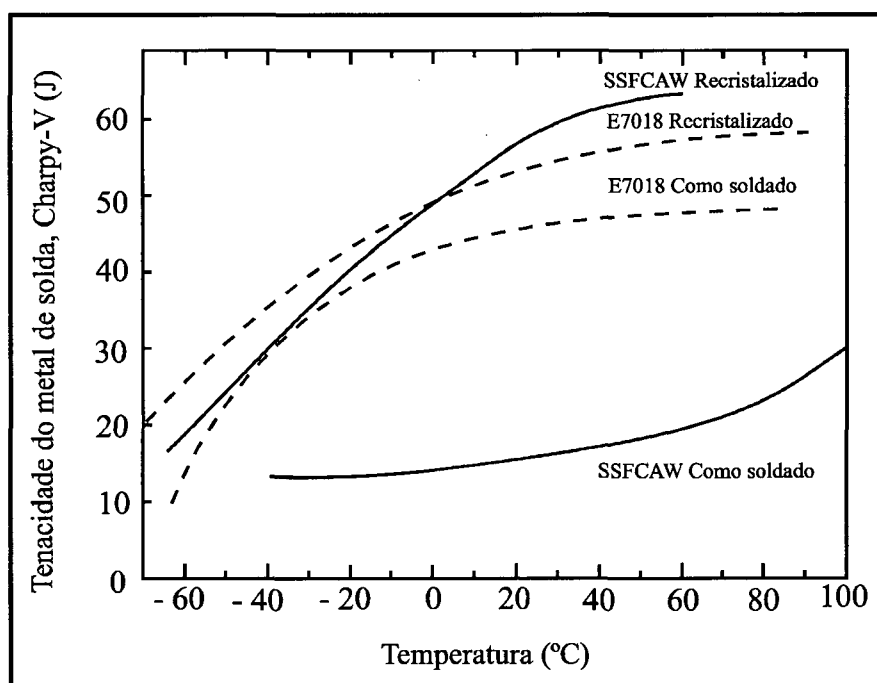


FIGURA 12 - Curva dúctil/frágil em soldas de passes múltiplos com eletrodo revestido e a arame tubular autoprotégido [02].

2.5 COMPOSIÇÃO QUÍMICA E MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA

Além do procedimento e dos parâmetros de soldagem, já foi mencionado que a composição química do metal de solda afeta a microestrutura e a sua tenacidade [02, 03, 14-23,

75-80, 87-89]. Nos processos de soldagem a arco voltaico, tais como o eletrodo revestido e o arco submerso, onde já existem muitos estudos acerca deste assunto, dois são os fatores fundamentais e concorrentes para se alcançar bons níveis de tenacidade no metal depositado. O primeiro é a presença de uma alta percentagem de ferrita acicular enquanto que o segundo é o teor, a distribuição e a morfologia de microfases [77]. A existência de um efeito nocivo de “MA” pode ser mais acentuada quando este é formado em elevada velocidade de resfriamento, quando a sua morfologia é massiva (martensita maclada) ou quando ele se concentra nos contornos de grão da austenita prévia, em posições preferenciais para a propagação da fratura por clivagem.

Dentre os constituintes microestruturais que elevam os níveis da tenacidade, a ferrita acicular é a que apresenta o melhor desempenho. A sua morfologia se apresenta como grãos alongados com eixos defasados de aproximadamente 120°, formando uma malha relativamente regular [02, 90]. A nucleação da ferrita acicular depende da formação e da distribuição de partículas de óxidos, cuja formação depende muito de um teor ótimo de oxigênio no metal de solda (250 a 350 ppm) [01, 02].

Segundo Abson e Dolby (88 apud 10) e Ahlbom (88 apud 11), teores de oxigênio abaixo de 100 ppm favorecem substancialmente a formação da ferrita com segunda fase. Sabe-se que a ação de desoxidação é responsável pela eliminação quase que total do oxigênio das soldas a arame tubular autoprotetido, onde o teor deste elemento gira em torno de 100 ppm, não sendo esta portanto, propícia a formação da ferrita acicular. Por outro lado, nestas soldas, além da estrutura bainítica, freqüentemente constata-se a presença de martensita e de microfases que ocorrem devido a contribuição dos elementos de liga, provenientes do excesso de desoxidantes e desnitretantes ou da adição proposital de outros elementos, para o refino de grãos, como o carbono, o níquel, o manganês etc.

Neste processo de soldagem, os elementos que mais afetam a tenacidade do metal depositado são o nitrogênio, o alumínio, o titânio, o carbono, o níquel e o manganês [03, 10, 13, 17]. A seguir, descreve-se o papel destes elementos químicos sobre a microestrutura e sobre as propriedades mecânicas do metal de solda, com ênfase na soldagem com arame tubular autoprotetido.

i. NITROGÊNIO

Semelhante aos demais processos de soldagem a arco voltaico, o aumento do teor de nitrogênio na microestrutura do metal de solda a arame tubular autoprottegido é bastante prejudicial a sua tenacidade. Este elemento pode estar presente sob três formas distintas: como átomo ou soluto intersticial (nitrogênio livre ou dissolvido), como nitreto (nitrogênio combinado) e/ou como gás (nitrogênio molecular) contido em poros. Destes, somente o nitrogênio dissolvido ou o combinado podem interferir na microestrutura do metal depositado. O primeiro estabiliza a austenita e reduz a temperatura de transformação, enquanto que o segundo aumenta a temperatura de transformação e age como sítio de nucleação durante as transformações metalúrgicas do metal de solda [02, 03, 14, 17, 49, 58, 68, 91, 92].

Para os demais processos de soldagem a arco voltaico, aceita-se que a maioria do nitrogênio encontra-se na forma atômica (estado livre). Neste caso, não existe adição intencional de alumínio ou de outro desnitretante para a captura do nitrogênio atômico na forma de nitretos. Em soldas de eletrodo revestido (E7016-1, E7018-1), de 100 ppm de nitrogênio, considera-se que cerca de 50 ppm esteja no estado livre [02, 07]. Do total de nitrogênio admissível no metal de solda a arame tubular autoprottegido, entre 200 e 500 ppm, Boniszewski [02] refere-se a autores que encontraram diferentes níveis deste elemento na forma de soluto intersticial ou seja, 5 ppm [02 apud 11], 50 ppm [02 apud 04], 25 ppm [02 apud 05] e menos de 2 ppm [02 apud 12]. O nitrogênio restante foi identificado como nitreto ou carbonitreto na forma de precipitados. Deste modo, é muito provável que este processo apresente, em relação aos demais processos de soldagem a arco, os menores teores de nitrogênio livre. Segundo Boniszewski, nestes níveis o nitrogênio livre não compromete a tenacidade do metal depositado.

No entanto, em teores mais elevados, ele promove o endurecimento por solução sólida, aumentando a resistência mecânica através do bloqueio das discordâncias reduzindo a tenacidade da solda. Além disso, favorece a formação de ferrita com segunda fase e reduz a formação de ferrita acicular. Este elemento é, juntamente com o carbono, responsável por manifestações de envelhecimento em aços de baixo carbono. Isto resulta em maiores limites de resistência à tração, à fluência e em menores ductilidade e tenacidade. Estes efeitos são favorecidos pela grande mobilidade do nitrogênio atômico no ferro, o que permite a sua migração por difusão até as discordância, bloqueando-as [02, 49, 58, 74, 92].

No estudo de Grong e colaboradores [02 apud 48], foi usado um arame AWS E61T8-K6 (Innershield NR-203Ni-C) com dois níveis de comprimento do eletrodo e diferentes temperaturas de ensaio. Os resultados deste estudo são mostrados na Figura 13, que ilustra o efeito da temperatura para dois níveis de comprimento do eletrodo sobre o teor de nitrogênio e sobre a tenacidade da solda.

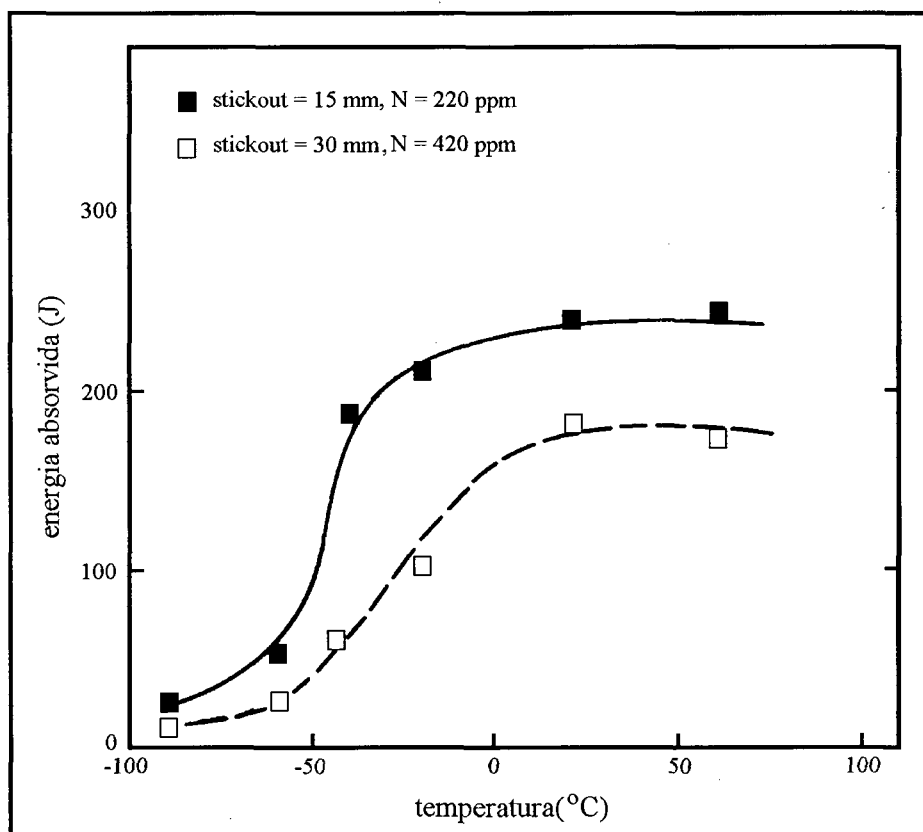


FIGURA 13 - Efeito da temperatura na tenacidade do metal depositado. Arame AWS E61T8-K6 [02].

Observa-se, por esta Figura, que o aumento no comprimento do eletrodo de 15 para 30 mm aumentou o teor de nitrogênio de 220 para 420 ppm, o que reduziu a tenacidade do metal depositado. A análise desta Figura mostra ainda que, para a energia de 100 J, o aumento do comprimento do eletrodo aumentou a temperatura de transição dúctil/frágil (TTDF) em 22 °C. Percebe-se, ainda, que mesmo para o teor de nitrogênio quase dobrado, 420 ppm, o patamar superior da curva de energia para temperaturas acima de 20 °C, se reduziu um pouco, mas se mantém em um nível ainda bastante alto de 175 J. De acordo com Grong [02 apud 48], isto significa que as partículas de AlN afetam apenas moderadamente o patamar superior desta curva de energia. No entanto, ele enfatiza o efeito significativo destas partículas sobre a TTDF.

Kaplan e Hill [78] estudaram dois tipos de arames tubulares autoprotégidos em soldas depositadas com aporte térmico constante (1,7-1,8 kJ/mm). Num dos experimentos eles utilizaram uma atmosfera protetora com 20% O₂/argônio, e no outro experimento recorreu-se a uma atmosfera de 80% N₂/argônio. Seus resultados foram confirmados por Dorling e Rogerson [77] que também realizaram experimentos na soldagem a arame tubular autoprotégido, sendo um no sistema convencional, ou seja, sem a proteção de um gás externo, e o outro com uma proteção adicional de argônio/2%O₂. Conforme é ilustrado na Figura 14, eles observaram que a redução do teor de nitrogênio no metal de solda aumentou a sua tenacidade.

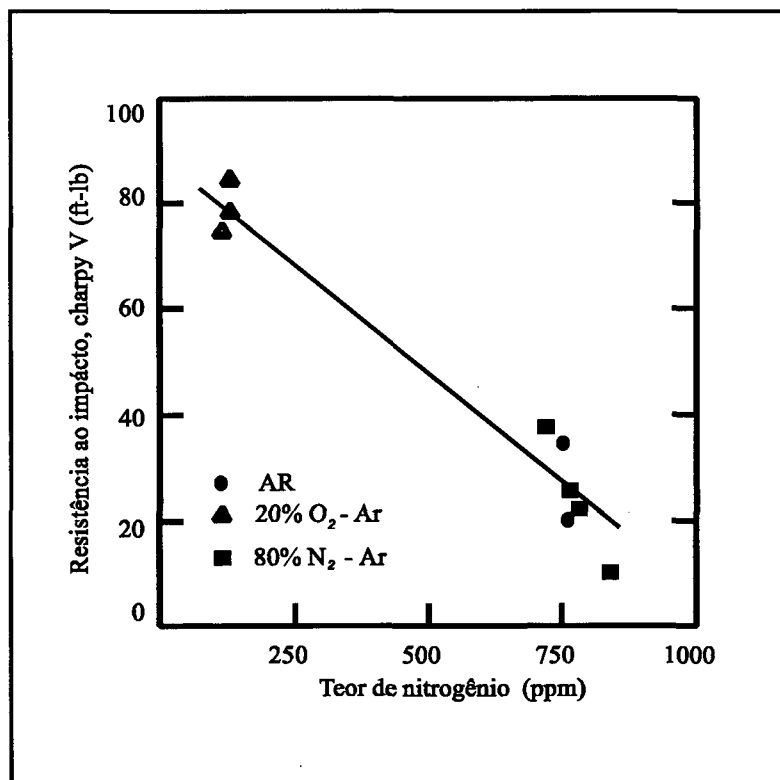


FIGURA 14 - Efeito do nitrogênio na tenacidade da solda a arame tubular autoprotégido [77].

Segundo Boniszewski, para a soldagem com eletrodo revestido, MIG etc. existem algumas evidências de que o nitrogênio em solução sólida aumenta a resistência mecânica e a dureza do metal de solda. Este efeito no entanto, ainda não é totalmente confirmado para as partículas de AlN. Embora Grong e colaboradores [02 apud 48] não tenham se referido a medidas de resistência, os valores de dureza para as soldas do arame AWS E61T8-K6 foram de 191 ± 12 HV5 para N=220 ppm e de 183 ± 16 HV5 para N= 420 ppm.

Neste caso, o metal depositado de maior teor de nitrogênio pareceu ser mais macio. Isto pode sugerir que a quantidade de nitrogênio em solução sólida é muito baixo em relação ao seu teor total. Desta maneira, a maior proporção de nitrogênio no metal de solda a arame tubular autoprotégido está retida nas partículas de AlN e pouco contribui com a resistência mecânica. Uma variação na massa de nitrogênio pode ser considerada em termos dos efeitos causados pelas partículas de carbonitretos ou de inclusões não metálicas, sobre a resistência a fratura e não em termos de envelhecimento após deformação plástica por solução sólida do metal de solda.

Embora o processo de soldagem a arame tubular apresente soldas com os mais baixos teores de oxigênio (50 a 100 ppm), Pokhodnya e colaboradores [11] constataram que a fração volumétrica de inclusões foi claramente maior do que se poderia esperar. Decerto isto se deve ao elevado teor de nitrogênio combinado, uma vez que a morfologia das inclusões é de caráter multifase. Estas inclusões consistem de óxidos esféricos segregados no centro envolvido por nitretos e principalmente pelos nitretos de alumínio.

Devido aos baixos teores de oxigênio e às reduzidas e dispersas partículas de nitretos (0,1 a 1,0 μm), as soldas deste processo são, sob o aspecto metalográfico, as mais limpas dentre os demais processos de soldagem a arco. Por outro lado, são pobres em sítios nucleantes de ferrita acicular, cuja presença é favorável a elevação da tenacidade [2, 17, 77, 91]. Neste sentido, as soldas de passes múltiplos depositadas pelos demais processos de soldagem a arco, tendem a apresentar variações consideráveis da tenacidade ao longo da sua espessura. A região de raiz apresenta uma maior tendência a fragilização em relação aos passes de acabamento. Isto é atribuído ao envelhecimento que ocorre após a deformação plástica experimentada pela raiz.

Contrariamente, os valores da tenacidade na raiz e no topo de soldas passes múltiplos a arame tubular autoprotégido são praticamente iguais. Este resultado se repetiu para um número de diferentes condições de soldagem [02, 07, 93-95]. A tenacidade na região da raiz pode ser no entanto menor, devido a sua maior diluição promover uma acentuada contaminação por elementos residuais, elementos microligantes ou impurezas do metal de base. O enxofre é a única impureza que pode ser removida destas soldas com certa facilidade, pela forte ação de desulfurização dos fluoretos e pelos altos teores de alumínio. O nióbio geralmente é adicionado aos aços C-Mn como elemento microligante e, quando este elemento é diluído no metal de solda ele pode provocar a redução da sua resistência ao impacto [02, 77].

ii. ALUMÍNIO

O alumínio funde a 660°C e o seu ponto de ebulição ocorre em 2467°C. No metal de solda ele reage com o oxigênio e com o nitrogênio para formar óxidos e nitretos estáveis. Estas reações metalúrgicas dificultam a definição de um teor mínimo de alumínio a um nível bastante reduzido, mas suficiente para garantir a completa desoxidação e desnitretação do metal de solda. Por isso, a prática usual é adotar teores de alumínio além do necessário para a reação de equilíbrio termodinâmico com o nitrogênio.

Na maioria das soldas a arame tubular autoprotetido de seção simples, Figura 1(a, b), cerca de 1,0% de alumínio (10000 ppm) tem sido incorporado como o elemento desoxidante/desnitretante preferido para a eliminação de porosidade. Considerando-se que a contaminação máxima admissível do metal de solda pelo nitrogênio é em torno de 500 ppm, a relação Al/N é então igual 20. Na fundição do aço o teor de alumínio suficiente para a captação do nitrogênio atômico é bastante reduzido, e neste caso a relação correspondente é $Al/N \geq 2$ [02].

Desta forma, na soldagem a arame tubular autoprotetido, a maior parte do alumínio permanece “não consumido”. Este excesso de alumínio atua como um elemento de liga no metal de solda. A sua percentagem ou a de outros elementos formadores de nitretos é cerca de trinta vezes superior ao teor presente nos processos de soldagem sob proteção gasosa, a arcossobmerso e com eletrodo revestido [17]. Por isso, em relação a estes processos de soldagem, é mais baixa resistência ao impacto do metal de solda a arame tubular autoprotetido, na condição como soldado.

Wegrzyn [17] cita ainda que o teor ótimo de alumínio ou de titânio no metal daqueles processos não excede a 0,03% Al ou a 0,03% Ti. Ele estudou o comportamento da resistência ao impacto do metal depositado, na condição como soldado, contendo 2,0% Al e teores variáveis de nitrogênio, entre 0,01 a 0,06%. Para tal, foram utilizados eletrodo revestido e arame tubular autoprotetido com 2,5 mm de diâmetro.

Pelos resultados mostrados na Figura 15, nota-se que nas soldas com mais de 1,0% Al a tenacidade se reduz drasticamente. Para o metal de solda contendo cerca de 0,08% Al, esta grandeza apresentou um elevado valor na temperatura de 20°C. Nesta temperatura, obteve-se para 0,24% Al cerca de 80 J, entretanto, para os elevados teores de alumínio nota-se uma acentuada redução no valor da tenacidade. Vários pesquisadores [02, 03, 07, 13, 15, 17] atribuem

este fenômeno ao fato de que após a completa ação de desoxidação (remoção do oxigênio na forma de Al_2O_3) e de desnitração (remoção do nitrogênio na forma de AlN), o excesso de alumínio que permanece retido na estrutura cristalina como soluto substitucional, interfere de forma significativa no processo de transformações metalúrgicas durante o resfriamento da massa metálica.

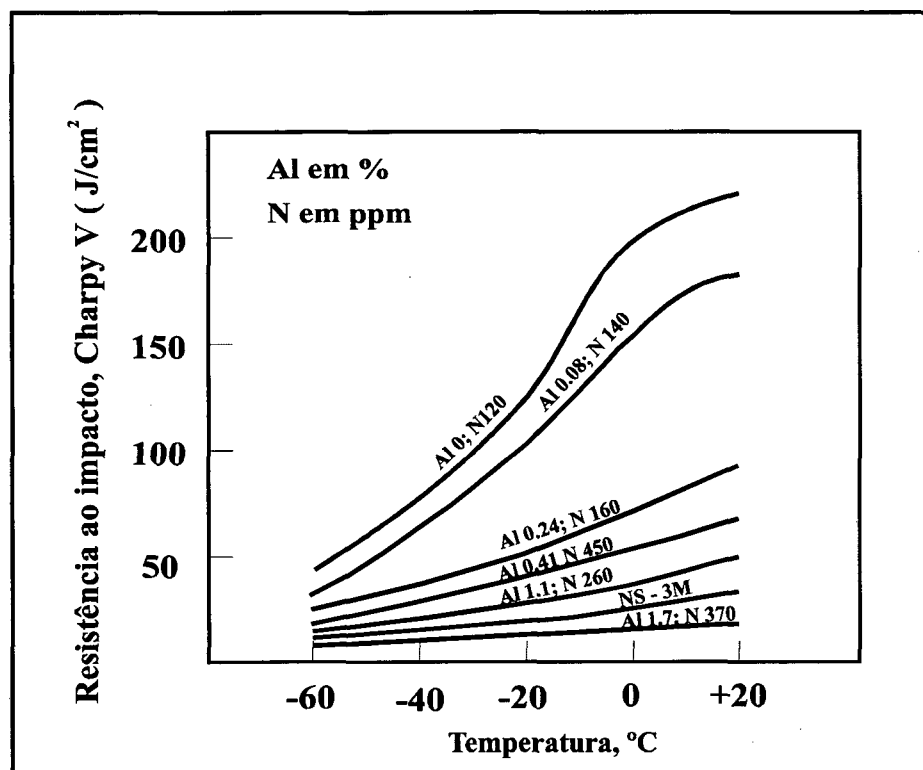


FIGURA 15 - Efeito da temperatura sobre a resistência ao impacto do metal depositado em diferentes teores de alumínio [17].

De acordo com Otegui e De Vedia [03], do teor de alumínio (1,0% Al) normalmente encontrado no metal de solda a arame tubular autoprotetido de seção simples, Figura 1(a, b), a reação estequiométrica dos nitretos requer, para 0,025% de nitrogênio, cerca de 0,05% Al. Do alumínio restante, cerca de 0,05% é eliminado na forma de óxidos e 0,90% permanece em solução sólida. Esta última percentagem não sofre muitas modificações mesmo se ocorrerem pequenas alterações no teor de nitrogênio. Deste modo, apesar dos benefícios do alumínio o seu excesso promove o crescimento de grãos e a redução da tenacidade do metal depositado [15].

Pokhodnya e colaboradores [11] estudaram os efeitos do alumínio e do titânio na soldagem a arame tubular autoprotetido, onde o metal de solda foi submetido a variados teores

de nitrogênio. Neste caso, o excesso de nitrogênio intensificou as suas ligações com o titânio, aumentou o teor de alumínio em solução sólida e a formação de grande quantidade de nitretos.

O alumínio caracteriza-se por ser um elemento altamente estabilizador da ferrita delta e que durante o resfriamento do metal de solda pode inibir o desenvolvimento da austenita. Alguns trabalhos [02, 03, 07, 13, 17, 76, 77] abordam a ação do alumínio sobre a tenacidade do metal de solda a arame tubular autoprottegido através dos seus efeitos sobre o endurecimento por solução sólida substitucional, sobre a formação de estrutura bainítica, sobre a geração de campos de tensão associados a presença de nitretos, sobre o estreitamento da área de estabilidade da fase gama (γ) e sobre a limitação das transformações $\gamma \rightarrow \alpha$.

Num sistema binário Fe-Al, como o ilustrado esquematicamente na Figura 16, a partir de 1,0% de alumínio não ocorrem as transformações $\gamma \rightarrow \alpha$. O metal solidifica-se como ferrita δ e conserva esta fase durante o seu resfriamento até a temperatura ambiente [02, 17].

Boniszewski [02] estudou este fenômeno em soldas de arames tubulares autoprottegidos com 1,2% Al. A microestrutura resultante para este nível de alumínio é caracterizada por grandes cristais colunares, que não sofrem transformação de fase durante o resfriamento ou que não sofrem o refinamento dos seus grãos. Esta estrutura, bastante frágil, é facilmente propensa a clivagem [02, 03, 07, 17, 87, 88]. Dependendo da composição química do metal de solda, para elevadas velocidades de resfriamento, inerentes aos processos de soldagem a arco voltaico, a fase γ pode transformar-se em uma estrutura martensita-bainita [03]. Em muitos casos, além da bainita, os metais de solda destes arames autoprottegidos podem conter também a ferrita δ [03, 07, 17, 88].

A forte desoxidação e desnitretação do alumínio, na soldagem a arame tubular autoprottegido, combate a elevada oxidação inicial da solda pelo ar atmosférico, resultando no metal de solda mais limpo dentre todos os processos de soldagem a arco voltaico. Isto leva no entanto, a uma pobre quantidade de inclusões óxidas, insuficiente para a nucleação da ferrita acicular em teores adequados à obtenção de bons requisitos de tenacidade. Desta forma, o metal de solda a arame tubular autoprottegido, na condição como soldado, apresenta uma microestrutura típica de grãos colunares, formada por alguns grãos de ferrita poligonal, colônias de ferrita em placas paralelas e alinhadas além de feixes de bainita superior [02].

Este tipo de microestrutura apresenta pontos propensos a clivagem o que propicia a redução da sua tenacidade. Nestas soldas, a fração volumétrica de ferrita acicular tende a ser mínima e os poucos cristais que se formam são preferencialmente grandes, uma vez que existem poucos óxidos para desencadear a formação em grandes teores deste microconstituente. Boniszewski [02] analisou algumas microestruturas do metal de solda nas regiões colunar e refinada, resultantes da soldagem em passes múltiplos. Nestes experimentos, os corpos de provas foram soldados com eletrodo revestido (AWS E7018) e com arame tubular autoprotégido ligado ao níquel (SS-FCAW). As curvas de transição dúctil/frágil estão na Figura 12. Na região colunar do metal de solda depositado com o eletrodo revestido, ocorreu uma abundância de ferrita acicular (o teor de oxigênio girou em torno de 400 ppm), enquanto que, na solda a arame tubular, a microestrutura predominante foi de ferrita poligonal e de ferrita em grandes placas laterais. Neste caso, a tenacidade da solda a arame tubular autoprotégido foi sempre menor do que a tenacidade do metal depositado com o eletrodo revestido.

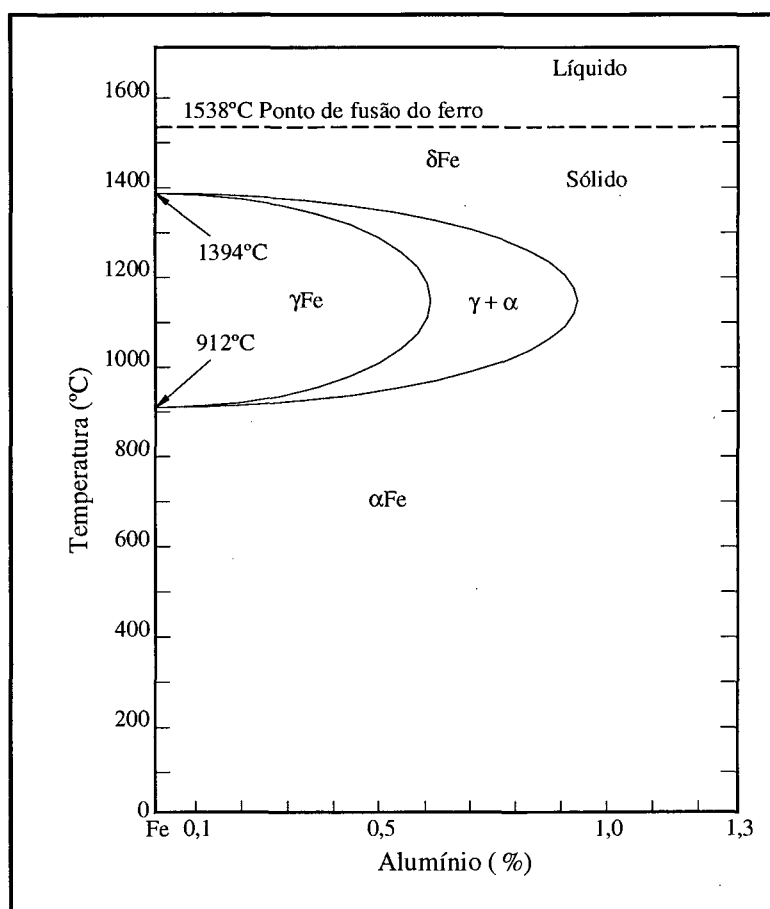


FIGURA 16 - Representação gráfica do diagrama Fe-Al [17].

iii. CARBONO

O carbono é um dos elementos de grande importância no controle da microestrutura dos aços. Nos diversos processos de soldagem a arco voltaico, ele é mantido em teores baixos ($< 0,15\%$) para minimizar a precipitação de carbonetos e assegurar que o início da transformação ocorra na forma de ferrita δ [02, 17]. O refinamento da microestrutura pode ocorrer pela estabilização do modo de solidificação como ferrita δ e pela formação da austenita, a partir dos contornos dos grãos da ferrita δ .

Svensson e Gretoft [55] afirmam que o principal efeito do carbono é limitar a espessura dos veios da ferrita primária de contorno de grão, FP (G), além de influenciar na formação da ferrita com segunda fase (FS). Os aços com baixos teores de carbono apresentam uma maior tolerância à adição dos elementos de liga substitucionais do que aqueles aços com alto teor de carbono. Neste sentido, Evans [60] verificou que, na soldagem com eletrodos revestidos AWS E7018, para baixos teores de Mn (0,6%), o carbono em teores entre 0,05 e 0,15% promove o aumento da tenacidade, enquanto que para elevados teores de Mn (1,8%), o carbono revelou-se prejudicial à tenacidade do metal depositado.

Segundo Boniszewski [02], para os arames tubulares autoprotégidos sem requisitos de tenacidade, a restauração mais econômica da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, em metais de solda contendo 0,5% Mn; 0,2 a 0,3% Si e 1,0 a 1,6% Al pode ser obtida com cerca de 0,3% C. Para os demais processos de soldagem a arco como o eletrodo revestido, o arco submerso, o MIG/MAG e o TIG este nível de carbono pode ser muito prejudicial a ductilidade e a tenacidade da solda. Para metais de solda a arame tubular com 0,5 a 0,9% Al, onde se requeira um bom nível de tenacidade, por exemplo, de 27 J a $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$, cerca de 0,1% C pode ser adicionado juntamente com teores balanceados de manganês (1,0 a 2,4%) e de níquel (0,5 a 1,0%). Já para aplicações críticas de elevado nível de tenacidade, um teor de carbono entre 0,06 a 0,08% deve ser balanceado com 0,75 a 1,65% Mn e com 0,5 a 0,9% Ni [02, 04, 05].

iv. MANGANÊS E NÍQUEL

O manganês, depois do carbono, é o elemento de liga mais importante para aumentar a resistência mecânica e a temperabilidade dos aços pelo abaixamento da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ [17]. O aumento da tenacidade nas soldas pode ser conseguido pelo

balanceamento dos teores de manganês e de carbono de modo a favorecer a formação de ferrita acicular e um conseqüente refino da sua microestrutura [39].

O níquel, em teores de até 3,5%, é também um refinador da microestrutura do metal depositado. Como o manganês, o níquel reduz o tamanho de grão da ferrita acicular e refina a microestrutura resultante [40, 43]. Na soldagem com arame tubular autoprottegido, onde os teores de ferrita acicular são desprezíveis, a ação do Mn e do Ni se dá pela estabilização da austenita e pela restauração da transformação $\delta \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$, podendo deste modo melhorar as propriedades mecânicas e especialmente a tenacidade do metal de solda [02, 17, 88].

No sistema C-Mn-Ni, a resistência ao impacto é fortemente influenciada pela interação entre Mn-Ni [75, 90]. Zeemann e colaboradores [40] obtiveram, na soldagem de aço ferrítico C-Mn com um eletrodo revestido EXX18, os seguintes resultados: (i) para 0,6% Mn, o aumento no teor de níquel entre 0 e 3,5% proporcionou a melhoria da tenacidade do metal de solda, que foi atribuído ao refinamento de grãos tanto da zona colunar do último passe como da zona de refino de grãos. Não ocorreu a formação de martensita, nem um aumento significativo de microfases do tipo MA; (ii) para 1,0% Mn, o aumento no teor de níquel entre 0 e 3,5% não causou variações significativas na microestrutura do metal de solda, como conseqüência os valores da tenacidade foram praticamente constantes; (iii) para 1,8 % Mn, o gradual aumento no teor de níquel de 0 a 3,5% foi prejudicial à tenacidade.

Neste estudo, a máxima tenacidade foi obtida para 1,8% Mn e 0% Ni, enquanto a maior degradação da tenacidade foi estabelecida entre 2,25% e 3,5% Ni. Esta redução foi atribuída a um gradual aumento no teor de martensita, acompanhado de uma correspondente redução no teor de ferrita acicular. A adição de níquel, neste nível de manganês, aumentou a temperabilidade promovendo a formação de martensita, além de um aumento no teor de microfases MA.

Evans [43] reforça que os efeitos benéficos da adição de manganês para o refinamento microestrutural e para a formação de ferrita acicular, podem ser neutralizados e até superados, pela adição não controlada de níquel. Neste trabalho, Evans ressalta que com o aumento do teor de níquel a máxima tenacidade foi deslocada de 1,4% Mn para 0,6% Mn. Para Farrar e Harrison [63], o teor ótimo de níquel foi 1,4% para a soldagem com eletrodo AWS E8018-C₁ em um aço com 0,05% C e 1,2% Mn.

Nos recentes estudos de Dorling e Rogerson [77] sobre a tenacidade dos arames tubulares autoprotégidos, verificou-se que adições de 0,5 a 1,0% Ni acompanhadas pela redução nos teores de alumínio e de manganês reduziram a temperabilidade, o endurecimento por solução sólida e melhoraram a tenacidade do metal de solda. Percebe-se que o estudo da tenacidade em metais de solda de arame tubular autoprotégido é ainda muito limitado. Deste modo, não se pode precisar os efeitos de diferentes combinações dos teores de elementos de liga importantes como o carbono, o manganês e o níquel. Além disso, sabe-se a partir de resultados obtidos com eletrodos revestidos, que elementos desoxidantes e microligantes, tais como Al, Zr, Ti, Mo, Nb etc., mesmo em pequenos teores podem afetar significativamente a tenacidade do metal de solda. O nióbio, por exemplo, aumenta a temperabilidade e pode produzir endurecimento por precipitação, aumentando a resistência à tração e baixando a tenacidade do material, conforme é indicado na Figura 17 [02]. Esta Figura mostra a variação da temperatura de transição dúctil frágil (TTDF) do metal de base, da raiz e do reforço da solda de um arame tubular Innershield NR-203M. O efeito do nióbio, devido a maior diluição, foi mais pronunciado na raiz do que no reforço da solda.

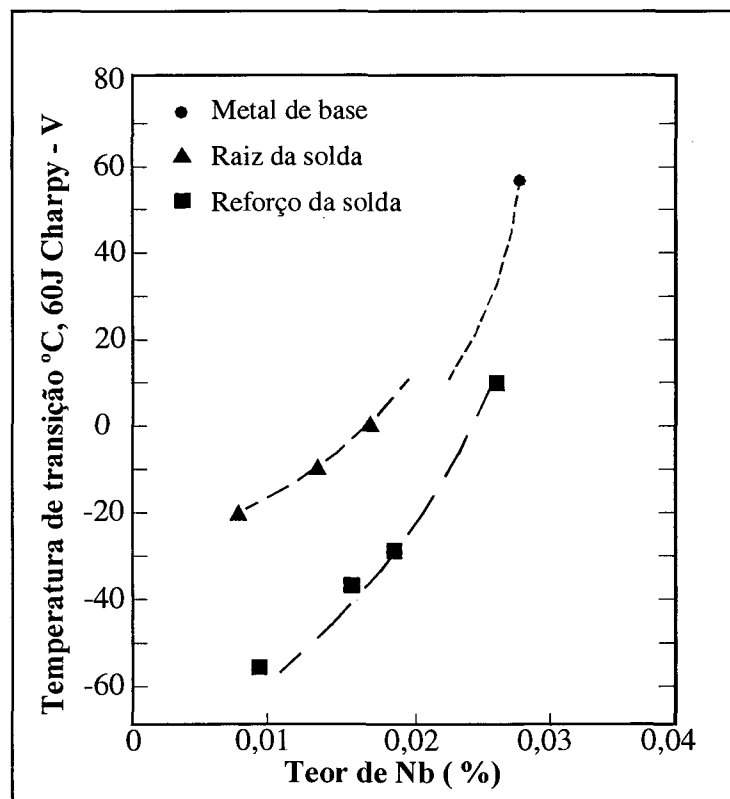


FIGURA 17 - Efeito do nióbio sobre a TTDF de soldas a arame tubular. Arame Innershield NR-203M [02].

Alguns trabalhos com arames tubulares autoprotégidos apresentam resultados isolados que não podem servir de base para generalizações. Destacam-se os resultados obtidos por Boniszewski [02] e Widgery [07] que estudaram a tenacidade em soldas de arames tubulares autoprotégidos mais relacionada aos parâmetros operacionais, sem contudo tecerem maiores comentários acerca da participação de elementos de liga como o manganês e o níquel nas transformações metalúrgicas. Souni e colaboradores [76] estudaram a microestrutura de soldas a arame tubular autoprotégido com titânio e molibidênio, como elementos microligantes, sem no entanto, fazerem qualquer relacionamento com as propriedades mecânicas. Mejias [76 apud 3] estudou a microestrutura e as propriedades mecânicas de soldas com arames tubulares, produzidas com diferentes composições químicas e aportes térmicos. Ele sugeriu os melhores parâmetros operacionais para se alcançar uma maior tenacidade. No entanto, os fatores que controlam a morfologia para o desenvolvimento microestrutural não foram abordados. De Vedia e Otegui [03] verificaram que o nióbio do metal de base pode ser diluído na soldagem de grandes espessuras e provocar diferenças de tenacidade entre a raiz e a superfície do cordão.

2.6 CARACTERÍSTICAS OPERACIONAIS

Na grande maioria dos trabalhos envolvendo o estudo das características metalúrgicas dos diferentes processos de soldagem, são poucas as informações sobre as características operacionais e econômicas. Este fato é especialmente verdadeiro e tem se tornado mais crítico, no caso dos processos cujos insumos caracterizam-se pela presença de fluxo (eletrodo revestido, arco submerso e arame tubular). Nestes processos de soldagem, o estudo das características metalúrgicas parte de variações nos teores de elementos de ligas, de desoxidantes e desnitretantes e/ou de compostos do sistema protetor do consumível. Desta forma, além das variações na composição química e na microestrutura do metal de solda, na maioria das vezes ocorrem alterações significativas nas características operacionais e econômicas do processo [71].

As principais características operacionais que normalmente sofrem os efeitos destas variações são o recobrimento do cordão de solda pela escória, a destacabilidade da escória, a possibilidade de soldagem fora da posição plana, a geometria do cordão de solda e a transferência de metal e de carga elétrica através do arco. Estas duas últimas estão intimamente relacionadas com a estabilidade do arco. Por sua vez, as características econômicas que também podem ser afetadas são o consumo (C); a produção (P) e o rendimento de deposição (R) do

consumível. Vale salientar ainda que estas características também dependem dos parâmetros de soldagem e do tipo da fonte de energia [67, 68].

Um exemplo típico de alterações ocorridas na operacionalidade de um arame tubular autoprotégido pode ser visto a partir do trabalho de Matsuda e colaboradores [85]. Eles analisaram o efeito de desoxidantes como o Al, o Mg e o Al-Mg, na transferência metálica de um arame tubular com fluxo básico. Os resultados indicaram que o alumínio aumentou o tamanho da gota quando comparado com o efeito do magnésio. Este, por sua vez, aumentou a salpicagem. A adição de magnésio ao fluxo que contém alumínio aumentou a regularidade da transferência metálica.

Eles verificaram ainda que a adição de bário, nos arames acalmados ao Al-Mg, aumentou o tamanho da gota metálica e tornou a transferência irregular. Já a adição de sódio a estes arames reduziu o tamanho da gota, reduziu a salpicagem e melhorou a transferência metálica. Estes resultados têm grande importância, uma vez que também estão relacionados com a tenacidade do metal de solda. Sabe-se que aquelas condições que levam a um aumento do tamanho da gota e a uma transferência irregular, resultam também em maiores níveis de contaminação do metal de solda pelo nitrogênio [03]. Outro exemplo pode ser visto em alguns trabalhos [02, 03, 07, 14] onde se concluiu que a adição de magnésio aumentou a salpicagem, reduziu o rendimento de deposição do arame e dificultou a limpeza do cordão de solda.

São muitas as dificuldades e a incerteza para uma correta previsão das propriedades mecânicas ou da qualidade final de uma junta soldada. Obras podem ser inviabilizadas, por conta, as vezes, de um detalhe no projeto da estrutura soldada. A seleção do processo de soldagem, da fonte de energia, do tipo de consumível, da técnica operacional, dos parâmetros de soldagem são algumas das inúmeras variáveis envolvidas. Uma pequena alteração em um único elemento da composição química do consumível pode modificar completamente as tendências inicialmente previstas.

Por outro lado, os resultados normalmente apresentados na literatura técnica não podem ser considerados para efeito de generalizações, uma vez que em sua grande maioria, resultam de casos ou condições particulares de soldagem. Neste aspecto, são maiores as dificuldades para a técnica de soldagem a arame tubular autoprotégido, que apesar de suas inúmeras vantagens, ainda não dispõe de uma padronização internacional específica, tem sido

vista com alguma desconfiança pela maioria dos usuários dos processos de soldagem MIG/MAG, arco submerso etc. e ainda é industrialmente pouco divulgada e explorada.

3 CONTRIBUIÇÃO CIENTÍFICA E OBJETIVOS

3.1 CONTRIBUIÇÃO CIENTÍFICA

São muitos os fatores que interferem no desempenho dos processos de soldagem a arco voltaico e na qualidade do metal de solda. Como exemplo, têm-se os fenômenos elétricos e magnéticos relacionados com a física do arco voltaico e que interferem na metalurgia e nas propriedades mecânicas do metal depositado. Estes fenômenos não permanecem dissociados da seleção do processo de soldagem, da fonte de energia, do consumível, do material de base, do tipo da junta, do procedimento de soldagem etc.

Neste contexto, o desenvolvimento de novos consumíveis e o aperfeiçoamento dos já existentes têm ocupado um papel de grande importância na evolução da tecnologia de soldagem e, por isso, constituem-se em uma árdua e permanente busca dos pesquisadores envolvidos com a ciência da soldagem.

A análise da escassa literatura existente evidenciou a carência de estudos mais aprofundados a cerca de transformações metalúrgicas em soldas de arames tubulares autoprotetidos e os seus efeitos sobre a microestrutura e sobre a tenacidade obtidas. Da mesma forma, as características econômicas e operacionais destes arames ainda são pouco exploradas. Some-se a isto, a necessidade cada vez crescente de se obter bons requisitos de tenacidade no metal de solda, a baixas temperaturas, associada à elevada resistência a tração. No entanto, isto não é fácil de se conseguir e os custos de fabricação do arame tornam-se muito elevados.

Além do exposto, existem outras causas, já mencionadas no texto, que ainda respondem pelo pouco interesse industrial nos arames tubulares autoprotetidos. Destacam-se a ampla aceitação dos processos de soldagem com eletrodo revestido, MIG, MAG e arco submerso; a conveniência de grandes grupos empresariais comerciantes de gás de proteção etc. Desta maneira, as potencialidades do processo de soldagem a arame tubular autoprotetido, como por exemplo a sua elevada produção e a sua alta produtividade, têm sido pouco exploradas e divulgadas industrialmente [01, 02, 06, 07, 09].

Pretende-se propor uma nova composição química para o arame da classe AWS E71T-7, com uma formulação que mantenha as suas características operacionais e implemente bons níveis de tenacidade ao metal de solda. De acordo com a norma AWS A5.20-79 [04], este produto não tem requisitos de tenacidade. No entanto, por ser um eletrodo para a soldagem sem proteção de gás externo, caracteriza-se por um fluxo que contém Al e Mg como desoxidantes, o que permite uma redução de carbono e de silício no metal de solda. Isto sugere a possibilidade de elevação da tenacidade no metal depositado por solução sólida de Ni e Mn em substituição ao ferro.

A idéia é conseguir bons níveis de tenacidade do metal de solda através da variação nos elementos de liga do fluxo sem modificar o sistema protetor (escorificante, desoxidante), garantindo também a boa operacionalidade do sistema original. Sabe-se que, para aumentar a tenacidade, é possível trabalhar com a formulação do fluxo introduzindo maiores teores de fluoreto de bário (BaF_2) e/ou fluoreto de lítio (LiF). Estes componentes, no entanto, são muito caros e, além do mais, o BaF_2 é bastante tóxico. Deseja-se manter o sistema protetor, comumente utilizado nos arames comerciais da classe AWS E71T-7, barato e com baixos níveis de toxicidade e trabalhar com variações nos elementos de liga, modificando os teores de manganês e de níquel na solda.

Com o objetivo de contribuir com a discussão e com um maior conhecimento sobre os arames tubulares autoprottegidos, pretende-se, neste trabalho, determinar o efeito da composição do fluxo e dos parâmetros de soldagem sobre o desempenho metalúrgico e operacional dos arames. Para tal, trabalha-se com oito tipos de arames experimentais cujas composições químicas conduzem para a obtenção no metal de solda, de dois níveis nominais de manganês (0,5 e 0,8%) e de quatro níveis nominais de níquel (0,0; 0,8; 2,3; e 3,5%).

Além disso, a partir de um adequado controle dos parâmetros de soldagem, busca-se alcançar os menores níveis de transferência de carbono, de nitrogênio e de silício e, também, obter um adequado refinamento da microestrutura da solda. Desta maneira, será possível reduzir a temperabilidade, o endurecimento por solução sólida e aumentar a tenacidade do metal depositado.

3.2 OBJETIVOS

Este trabalho engloba duas frentes de abordagem de grande importância no desenvolvimento de consumíveis para a soldagem a arame tubular autoprotégido. Uma envolve a operacionalidade do processo e a outra envolve a microestrutura do metal de solda e a relação desta com as propriedades mecânicas resultantes. Os objetivos propostos estão abaixo discriminados.

i. ESTUDAR AS CARACTERÍSTICAS OPERACIONAIS DO PROCESSO.

Estas características são:

- ☞ a estabilidade do arco voltaico;
- ☞ as características econômicas dos consumíveis:
 - consumo;
 - produção;
 - rendimento.
- ☞ as características geométricas da solda:
 - largura;
 - reforço;
 - penetração;
 - diluição;
- área adicionada.

ii. ESTUDAR AS CARACTERÍSTICAS METALÚRGICAS E PROPRIEDADES MECÂNICAS DA SOLDA RESULTANTE.

Estas características são:

- ☞ a microestrutura do último passe, a proporção entre as zonas colunar e retransformada, caracterizadas e quantificadas em microscopia ótica;
- ☞ as microestruturas do último passe e da zona retransformada, caracterizadas em microscopia eletrônica de varredura;
- ☞ as propriedades mecânicas do metal depositado;

- dureza;
- tensão de resistência à tração;
- resistência ao impacto Charpy-V.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 A CONCEPÇÃO DOS ARAMES EXPERIMENTAIS

Dentre outros itens, faz parte do projeto de um arame tubular a seleção dos materiais para a sua capa metálica e para a formulação do seu fluxo. Muito embora se reconheça que o balanceamento da composição química de um consumível não seja uma tarefa fácil, tem-se que a manipulação da composição dos arames tubulares torna-se atraente em relação à fabricação de arames maciços. Nos primeiros, pode-se incluir na composição química do fluxo, com mais facilidade, os elementos de liga e o sistema protetor. Isto é mais econômico e reduz certos problemas operacionais típicos da fabricação de arames maciços [01, 06, 07, 09, 13].

Na fabricação da capa metálica a utilização de um aço com alto teor de elementos de liga, com a pretensão de elevar as propriedades mecânicas do metal depositado, pode causar dificuldades na operação de conformação mecânica do arame. Deste modo, para a fabricação de vários tipos de arames tubulares é conveniente a utilização de tiras de um aço baixo carbono, preferencialmente de uma única corrida. Desta forma, pode-se obter uma boa economia e se reduzir as dificuldades de fabricação, simplesmente através da manipulação da composição química do seu fluxo [01, 02, 06].

Uma das grandes vantagens atribuídas aos arames tubulares, em relação aos consumíveis maciços utilizados na soldagem a arco voltaico, é a facilidade de produção em escala comercial, a um baixo custo, de uma grande variedade de arames com requisitos de estabilidade do arco, de boas características econômicas e de propriedades mecânicas satisfatórias. No entanto, no Brasil, esta área de conhecimento tem sido pouco explorada, seja pelo total desconhecimento das vantagens do processo, seja pela resistência a novos investimentos, que normalmente exigem a renovação de equipamentos ou dos processos de soldagem já tradicionais.

Para o desenvolvimento dos consumíveis pretendidos neste trabalho, adotou-se como base para a sua fabricação, o arame comercial da classe AWS E71T-7. Segundo a norma AWS A5.20-79 [04], este produto é adequado para a soldagem de aço carbono em corrente

contínua negativa (CC⁻), em aplicações sem requisitos de tenacidade e onde haja a necessidade de alta produção.

Solda em todas as posições, em passe único ou em passes múltiplos. Possui boa característica de estabilidade do arco e a qualidade da sua solda concorre com o eletrodo revestido da classe AWS E7014. A composição química básica e as propriedades mecânicas do metal depositado pelo arame tubular da classe AWS E71T-7, conforme o estabelecido pela norma AWS A5.20-79, são apresentadas respectivamente nas Tabelas 2 e 3.

Na Tabela 4, apresenta-se a composição química básica para o fluxo dos arames experimentais adotados neste trabalho. A Tabela 5 mostra as composições químicas da capa metálica do arame comercial e do metal de base. Para facilitar a identificação dos consumíveis experimentais, eles foram codificados conforme é indicado na Tabela 6.

TABELA 2 - Composição química básica da solda. Arame AWS E71T-7. Norma AWS A5.20-79. Valores máximos.

Elemento químico (%)									
C	P	S	V	Si	Ni	Cr	Mo	Mn	Al
*	0,04	0,03	0,08	0,90	0,50	0,20	0,30	1,75	1,80

(*) o teor máximo de carbono não é especificado pela norma.

TABELA 3 - Propriedades mecânicas do metal de solda. Arame AWS E71T-7. Norma AWS A5.20-79. Valores mínimos.

Tensão (MPa)		Alongamento (%)
σ_e	σ_r	A
414,0	496,0	22

TABELA 4 - Composição química básica do fluxo dos arames experimentais.

Elemento químico(%)					
Mn	Ni	Al + Mg	BaF ₂	CaF ₂	Fe
1,0 a 2,0	0,0 a 10,0	13,0 a 14,0	4,0	7,0 a 8,0	Resto

% Fundente = 31.

TABELA 5 - Composição do metal base e da capa metálica do arame comercial.

	Elemento química (%)				
	C	Mn	Si	P	S
Capa metálica	0,08	0,30	0,042	0,020	0,020
Metal base	0,22	0,90	0,023	0,043	0,047

TABELA 6 -Codificação dos arames experimentais. Teores de Mn e de Ni esperados para o metal depositado.

Manganês (%)	Níquel (%)			
	0,0	0,8	2,3	3,5
0,5	(5-00)	(5-08)	(5-23)	(5-35)
0,8	(8-00)	(8-08)	(8-23)	(8-35)

4.2 PLANEJAMENTO DOS EXPERIMENTOS

O desempenho dos arames experimentais foi avaliado através das soldagens mecanizada e semi-automatizada. Pela soldagem mecanizada foram determinadas a estabilidade do arco, as características econômicas dos consumíveis, as características geométricas e a qualidade do metal de solda. Através da soldagem semi-automática foram estudadas a microestrutura e as propriedades mecânicas do metal depositado pelos diversos arames experimentais.

Todas as soldagens foram realizadas na posição plana à direita ($\alpha > 105^\circ$), com uma fonte eletrônica “multiprocesso” ajustada no modo tensão constante, em corrente contínua negativa (CC \neg). Foram mantidos constantes a tensão em 23,0 V e a velocidade de soldagem em 25,0 cm/min. As soldagens em simples deposição foram realizadas sobre chapas de aço ABNT 1020 de 200x50x8 mm³. Os fatores variáveis, listados na Tabela 7, foram o tipo de arame (teores de Mn e de Ni), a corrente de soldagem e o comprimento do eletrodo.

Durante a soldagem, os valores instantâneos da corrente e da tensão de soldagem foram lidos através de uma placa de aquisição de dados numa frequência de 10 kHz/canal, em 12 Bits. O processamento dos dados foi realizado através de um programa específico, desenvolvido por Farias e Quites [68-70]. O tempo de aquisição foi de seis segundos, totalizando em três repetições, dezoito segundos por ensaio. Após a realização das soldagens, num total de 144 (cento e quarenta e quatro) corpos de provas, os resultados foram processados estatisticamente pela análise de variância (ANOVA) utilizando um programa comercial.

Através da soldagem semi-automática se realizou o enchimento de dezesseis (16) juntas, de acordo com a norma AWS A5.29-80 [05]. Para tal, os chanfros em “V”, com cobrejunta, detalhados na Figura 18, foram usinados em chapas de aço ABNT 1020 de 250x500x19 mm³. Inicialmente foi realizado o amanteigamento nas superfícies do chanfro e do cobre-junta. Duas camadas de metal de solda foram depositadas nestas superfícies, com o mesmo

consumível adotado para o enchimento da solda (Tabela 6). Em seguida, após nova usinagem, estes perfis foram ponteados com eletrodo rutílico de 3,25 mm de diâmetro, obtendo-se a geometria mostrada na Figura 18. Um dispositivo de posicionamento e fixação da junta (Figura 25) foi utilizado para garantir, durante o enchimento e o resfriamento, um certo grau de restrição à deformação angular. Pela norma AWS A5.29-80 [05], este grau de deformação deve ser sempre inferior a 5°.

Os depósitos com cada tipo de arame foram realizados através de duas técnicas distintas de soldagem: uma com tecimento (CT) e outra sem tecimento (ST). Neste caso, foram impostas duas velocidades de soldagem e os correspondentes aportes térmicos (AT). Foram mantidas constantes a corrente e a tensão de soldagem, o comprimento do eletrodo, as temperaturas de pré-aquecimento (To) e de interpasses (Ti). Estes valores estão relacionados na Tabela 8. A temperatura de ensaio foi controlada por um termômetro digital com ponta de contato. Na Tabela 9, relaciona-se a codificação adotada para a identificação das soldas com os oito tipos de arames nas duas técnicas de soldagem, ou seja, soldagem com tecimento (CT) e sem tecimento (ST).

TABELA 7 - Fatores variáveis e seus níveis. Soldagem mecanizada.

Fator	Níveis							
Arame (%Mn e Ni)	5-00	5-08	5-23	5-35	8-00	8-08	8-23	8-35
Corrente (A)	200	250	300					
Comp. eletrodo (mm)	15	25						

TABELA 8 - Parâmetros constantes. Soldagem semi-automática.

Corrente	Tensão	Comp. eletrodo	To e Ti
250 A	23 V	25 mm	150 °C

TABELA 9 - Codificação das soldas. Soldagem semi-automática.

Com tecimento	Sem tecimento
(05-00) _{CT}	(05-00) _{ST}
(05-08) _{CT}	(05-08) _{ST}
(05-23) _{CT}	(05-23) _{ST}
(05-35) _{CT}	(05-35) _{ST}
(08-00) _{CT}	(08-00) _{ST}
(08-08) _{CT}	(08-08) _{ST}
(08-23) _{CT}	(08-23) _{ST}
(08-35) _{CT}	(08-35) _{ST}

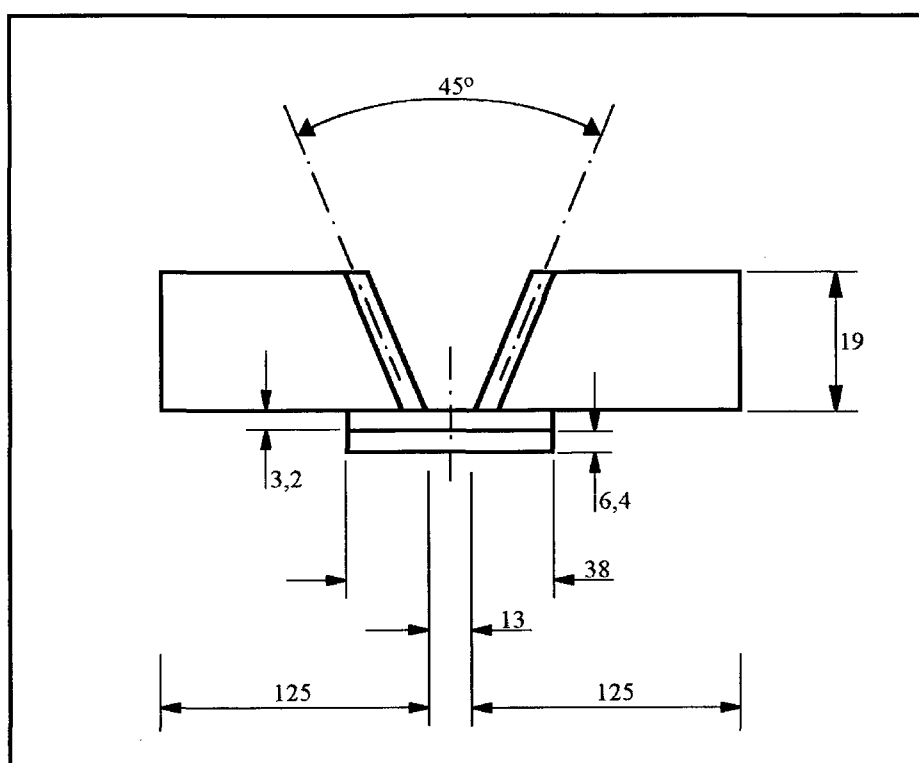


FIGURA 18 - Esquema da seção transversal do chanfro. Soldagem semi-automática. Dimensões em mm.

4.3 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Apresentam-se inicialmente as metodologias adotadas para a avaliação da estabilidade do arco, das características econômicas dos arames (consumo, produção e rendimento) e das características geométricas da solda (largura, penetração, reforço, diluição e área adicionada). Posteriormente, são apresentados os métodos adotados para a realização dos ensaios metalográficos e de resistência mecânica do metal de solda.

4.3.1 ESTABILIDADE DO ARCO VOLTAICO

A estabilidade do arco voltaico é um dos requisitos básicos para o bom desempenho da operação de soldagem. Ela interfere diretamente na qualidade final do metal depositado, pode afetar a salpicagem, o consumo, a produção e o rendimento de deposição, a entrada de gás atmosférico na poça de fusão, as propriedades mecânicas do metal de solda etc. Para uma mesma característica estática da fonte de energia, as propriedades físicas da atmosfera gasosa do arco são alguns dos pontos determinantes do comportamento dinâmico do arco [96-

99]. Deste modo, a energia de ionização, as condutibilidades elétrica e térmica bem como as suas variações com a temperatura devem ser adequadas para garantir um melhor comportamento do arco voltaico.

Os diversos processos de soldagem a arco apresentam características diferentes. Algumas diferem pela natureza do eletrodo, o qual pode ser permanente ou consumível. Outros diferem pelo modo de transferência de carga elétrica e/ou de metal ou ainda pelo tipo de gás de proteção, tipo de fluxo, tipo de arame (maciço ou tubular) ou pela forma de proteção (escória ou gás) etc. Estas diferenças se acentuam com a influência das diversas condições de soldagem tais como a natureza e o valor da corrente, o valor da tensão, do comprimento do eletrodo, a posição de soldagem, além da natureza de diferentes fontes de energia utilizadas. Somam-se a isso, a complexidade e a dinâmica de fenômenos elétricos, magnéticos, químicos, metalúrgicos e mecânicos que ocorrem no ambiente da soldagem, em um reduzido intervalo de tempo, e que interferem, por exemplo, na transferência de carga elétrica e de metal [97-101]. A somatória destes e de outros fatores dificultam a definição de um critério consensual para uma avaliação quantitativa segura da estabilidade do arco voltaico.

Vários autores têm estabelecido metodologias e critérios próprios que muitas vezes dificultam a interpretação e/ou a comparação de seus resultados [67, 68, 93, 100, 101]. Um dos critérios mais simples para o processo de soldagem com eletrodos revestidos é conhecido como “critério de Khrenov”, que se baseia na medição do comprimento do arco no momento de sua extinção [93]. Outro critério, empregado em vários trabalhos com eletrodo revestido, avalia a estabilidade pela frequência de extinções naturais do arco durante a soldagem [100, 101]. Paton propôs um método que avalia a estabilidade do arco em corrente alternada pela magnitude do pico da tensão de soldagem no instante da reignição do arco [101]. Existem outros critérios baseados na avaliação dos oscilogramas de tensão e de corrente, nas curvas “ $I \times U$ ”, na análise visual do arco ou no nível de ruídos por ele emitido [71].

i. CRITÉRIO PARA A QUANTIFICAÇÃO DA ESTABILIDADE DO ARCO VOLTAICO

Segundo Farias e Quites [68-70] a partir da medição dos valores instantâneos da corrente e da tensão de soldagem, a avaliação da estabilidade do arco, que considera a transferência da gota durante o curto-circuito, torna-se simplificada, quando esta é baseada na facilidade e na regularidade da transferência metálica e da transferência de carga elétrica. No

entanto, se a transferência de metal não é por curto-circuito, estes pesquisadores recomendam a avaliação da estabilidade apenas pelo transporte de carga elétrica. Neste caso, este pesquisador sugere o valor médio da tensão, U , para avaliar a facilidade de transferência de carga e o inverso do seu desvio padrão relativo, $U/\sigma U$, para avaliar a regularidade de transferência de carga elétrica, em ambos os casos, para igual valor da corrente e do comprimento do arco. Para a soldagem em fontes de tensão constante pode-se aplicar este critério considerando o valor médio da corrente, I , e o inverso do seu desvio padrão relativo, $I/\sigma I$.

Neste sentido, Farias e Qites [68-70] desenvolveram o programa “CONT93”, para a avaliação da estabilidade do arco através da análise quantitativa do comportamento dinâmico da tensão e da corrente de soldagem, da potência e da resistência do arco. Estees pesquisadores enfatizam que uma outra análise muito importante é o estudo da curva corrente x tensão, especialmente quando se deseja conhecer o efeito de diferentes fontes de energia. Para tal finalidade, eles desenvolveram o programa “POLY”, que permite a traçagem de todas as curvas sem limites da quantidade de pontos. A partir deste programa, pode-se obter uma análise qualitativa com relação a frequência e o tempo de curto-circuito, às condições de reabertura do arco, à frequência de extinções do arco, à variação da corrente e da tensão durante a operação de soldagem etc. Esta análise precede a análise quantitativa.

Por entendermos ser o método robusto e capaz de facilitar a avaliação da estabilidade do arco voltaico, neste trabalho adotou-se a mesma metodologia de Farias e Qites. No entanto, algumas características peculiares dos arames tubulares autoprotetidos serão observadas. A seguir, descreve-se a terminologia e os principais índices estabelecidos para a avaliação pretendida.

ii. FATORES PARA A AVALIAÇÃO DA ESTABILIDADE DO ARCO

FACILIDADE DE TRANSFERÊNCIA METÁLICA

A facilidade de transferência metálica pode ser avaliada, tanto em CC como em CA, pela facilidade de ocorrência de curto-circuito (F_{cc}) e pela facilidade de transferência da gota no curto-circuito (F_{tm}).

$$F_{cc} = \frac{1}{T} \text{ (s}^{-1}\text{)} \quad (02)$$

$$F_{tm} = \frac{1}{t_{cc}} (s^{-1}) \quad (03)$$

onde:

T é o período médio de transferência da gota, (s);

t_{cc} é o tempo médio de curto-circuito (s).



REGULARIDADE DE TRANSFERÊNCIA METÁLICA

A regularidade de transferência metálica pode ser avaliada, tanto em CC como em CA, pelos índices R_{cc} e R_{tm} que representam respectivamente, o inverso do desvio padrão relativo do período médio de transferência (T) e do tempo médio de curto-circuito (t_{cc} .)

$$R_{cc} = \frac{T}{\sigma T} \quad (04)$$

$$R_{tm} = \frac{t_{cc}}{\sigma t_{cc}} \quad (05)$$

onde:

σT é o desvio padrão do período médio de transferência da gota;

σt_{cc} é o desvio padrão do tempo médio de curto-circuito.



FACILIDADE DE TRANSFERÊNCIA DE CARGA ELÉTRICA

Na soldagem em CC, a facilidade de transferência de carga elétrica (FE) pode ser avaliada em função da energia dissipada (E) para a reabertura do arco após o curto-circuito.

$$E = \frac{(P_i - P_r) \cdot t_i}{2000} (W.s) \quad (06)$$

$$FE = \frac{1}{E} (W.s)^{-1} \quad (07)$$

onde:

$P_i = U_i \cdot I_i$ é a potência no instante da reabertura do arco, (W);

- $P_r = U_r \cdot I_r$ é a potência de referência, (W);
 U_1 é a tensão de reabertura do arco, (V);
 I_1 é a corrente de reabertura do arco, (A);
 t_1 é o tempo de reabertura do arco, (ms);
 U_r é a tensão de referência, (V);
 I_r é a corrente de referência, (A).

☞ REGULARIDADE DE TRANSFERÊNCIA DE CARGA ELÉTRICA

A regularidade de transferência de carga elétrica (RE), em CC, é avaliada pelo inverso do desvio padrão relativo da energia dissipada para a reabertura do arco após o curto-circuito.

$$RE = \frac{E}{\sigma E} \quad (08)$$

onde:

σE é o desvio padrão da energia dissipada para a reabertura do arco após o curto-circuito

iii. PROGRAMA PARA AVALIAÇÃO DA ESTABILIDADE DO ARCO VOLTAICO

Após a aquisição dos valores instantâneos da tensão e da corrente, para a avaliação quantitativa da estabilidade do arco, estes dados são adequadamente convertidos e analisados utilizando-se o programa CONT93. Os valores médios das grandezas medidas são submetidos a análise estatística de variância através de um programa comercial.

☞ O PROGRAMA "CONT93"

Este programa faz o processamento dos dados do arquivo completo ou de intervalos específicos. As variáveis listadas abaixo são obtidas a partir da leitura dos valores instantâneos da corrente e da tensão de soldagem em corrente contínua.

- A tensão média (U), o seu desvio padrão (σ_U) e o desvio padrão relativo (σ_U/U).
- A corrente média (I), o seu desvio padrão (σ_I) e o desvio padrão relativo (σ_I/I).
- A tensão eficaz (U_{ef}).
- A corrente eficaz (I_{ef}).

- O período médio de transferência (T), o seu desvio padrão (σ_T) e o desvio padrão relativo (σ_T/T).
- O tempo médio de curto-circuito (t_{cc}), o seu desvio padrão ($\sigma_{t_{cc}}$) e o desvio padrão relativo ($\sigma_{t_{cc}}/t_{cc}$).
- A tensão média de reabertura do arco após o curto-circuito (U_1), o seu desvio padrão (σ_{U_1}) e o desvio padrão relativo (σ_{U_1}/U_1).
- o tempo médio de reabertura (t_1), o seu desvio padrão (σ_{t_1}) e o desvio padrão relativo (σ_{t_1}/t_1).
- A corrente média de reabertura (I_1), o seu desvio padrão (σ_{I_1}) e o desvio padrão relativo (σ_{I_1}/I_1).
- O índice E , o seu desvio padrão (σ_E) e o desvio padrão relativo (σ_E/E).

Outros recursos deste programa são as opções de saída para impressora, para arquivo texto e para arquivo ASCII. Desta maneira, pode-se obter, por exemplo, a listagem de todos os valores individuais de T , de t_{cc} , de U_1 , de t_1 , de I_1 e de E para ser utilizado em programas comerciais para tratamento estatístico e/ou elaboração de gráficos. Neste programa (CONT93), adotam-se três parâmetros como critério de avaliação para a estabilidade do arco, cujos valores devem ser criteriosamente definidos pelo usuário. Estes parâmetros, a seguir definidos, são a tensão de referência para o curto-circuito, U_r , o tempo mínimo de curto-circuito com transferência da gota, t_{\min} e o tempo máximo de reabertura do arco após o curto-circuito, t_{\max} .

- * Tensão de referência para o curto-circuito: por este critério haverá registro de curto-circuito somente se a tensão do arco cair abaixo de U_r . Neste trabalho, adotou-se $U_r=15V$. Na soldagem com os eletrodos revestidos a literatura recomenda valores de U_r na faixa de 7 a 13 V [68, 71].
- * Tempo mínimo de curto-circuito com transferência da gota: pela análise do histograma dos valores individuais dos tempos de curtos-circuitos, torna-se possível determinar o tempo limite que separa os curto-circuitos que efetivamente transferem uma gota metálica, daqueles que não a transferem. Para os eletrodos revestidos este valor varia na faixa de 1,5 a 3,0 ms [68, 69, 71]. Neste trabalho, após a realização de inúmeros ensaios com o arame de referência, adotou-se o valor de $t_{\min}= 1,5$ ms. Isto permite o

processamento dos dados com transferência metálica, para $t_{cc} > 1,5$ ms e o processamento dos dados sem transferência de metal para, $t_{cc} \leq 1,5$ ms.

- * O tempo máximo de reabertura: este critério é definido para a determinação da tensão de reabertura do arco após o curto-circuito, onde se verifica a condição dado pela equação 9:

$$U_i - U_{i+1} \geq 0 \quad (09)$$

A tensão de reabertura é definida como a tensão máxima que satisfaz a equação acima no intervalo de tempo ($t_{m\acute{a}x.}$) da reabertura do arco. Não havendo pico de tensão neste intervalo, o curto-circuito não será considerado para efeito da determinação dos valores médios de U_1 , I_1 e t_1 . Após a realização de inúmeros experimentos com o arame de referência foi adotado $t_{m\acute{a}x.} = 1,0$ ms. Neste trabalho, NT_{cc} representa a média do número total de curtos-circuitos, em 6 ms, e CC_{tm} representa o número de curtos-circuitos com transferência de metal.

4.3.2 CARACTERÍSTICAS ECONÔMICAS DOS CONSUMÍVEIS

Um dos fatores de grande importância na seleção de um consumível de soldagem é o seu desempenho econômico. Neste caso, também são muitas as variáveis capazes de interferir no bom desempenho do consumível, dentre outras podemos citar a sua composição química, as variáveis do processo de soldagem, o modo de transferência metálica etc.

Quanto a natureza do consumível deve-se considerar eletrodos revestidos ou nus, maciços ou tubulares. Deve-se considerar também o seu diâmetro e o tipo de proteção, por fluxo fundente ou por gás externo ou ainda a proteção mista. Quanto aos parâmetros de soldagem, destacam-se o valor da corrente e a sua natureza, os valores da tensão e do comprimento do eletrodo, além dos parâmetros que afetam a produção de gás a partir do fluxo fundente, as perdas de metal por salpicagem etc. Neste aspecto, têm grande importância as condutibilidades elétrica e térmica do consumível que, junto às demais condições de soldagem, interferem de maneira bastante complexa no balanço energético do arco voltaico. Farias [71] destaca ainda a importância do tipo de fonte de energia.

Não é objetivo deste trabalho, aprofundamento em estudos de tão grande número de fatores variáveis, principalmente porque a experiência obtida na maioria dos estudos teóricos

até hoje realizados com eletrodos revestidos tem conduzido a formulações de difícil quantificação. Deste modo, aplicações práticas do estudo de modelos matemáticos resultantes tornam-se viáveis a partir de certas simplificações. A avaliação do desempenho de um consumível para a soldagem a arco voltaico, em relação as suas características econômicas, pode ser definida pelo seu consumo (C), pela sua produção (P) e pelo seu rendimento de deposição (R). O consumo é representado pela massa do arame fundida por unidade de tempo. A produção é definida pela massa do consumível realmente incorporada ao metal de solda, por unidade de tempo. O rendimento de deposição é a razão entre a massa do consumível incorporada ao metal de solda e a massa de arame consumida durante a operação de soldagem, na mesma unidade de tempo. Para a soldagem a arame tubular autoprotégido, estas características são calculadas através das equações 10, 11 e 12.

☞ **CONSUMO**

$$C = 3,6 \rho_a \frac{L}{t} \quad (\text{kg/h}) \quad (10)$$

☞ **PRODUÇÃO**

$$P = 3,6 \cdot \frac{(M_f - M_i)}{t} \quad (\text{kg/h}) \quad (11)$$

☞ **RENDIMENTO DE DEPOSIÇÃO**

$$R = \frac{(M_f - M_i)}{m_a} \times 100 \quad (\%) \quad (12)$$

onde:

L é o comprimento de arame consumido (m);

t é o tempo de soldagem em segundos (s);

M_i é a massa inicial da chapa (g);

M_f é a massa final da chapa (g);

m_a é a massa de arame consumida, equivalente a $\rho_a \times L$ (g);

ρ_a é a densidade linear do arame (g/m).

4.3.3 CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS DA SOLDA

As características geométricas do metal de solda são definidas pela área (S) de sua seção transversal, pela largura (b), pela penetração (p) e pelo reforço (r). Muitos estudos tentam demonstrar os efeitos da geometria da solda sobre as suas propriedades mecânicas. Sabe-se que, para o mesmo material e tipo de junta, a natureza do consumível e os parâmetros de soldagem como a corrente, o comprimento do eletrodo, a tensão e a velocidade de soldagem interferem na geometria da solda. Quanto a natureza do consumível, destacam-se as composições químicas da capa metálica e do fluxo e o seu diâmetro. Por outro lado, a fusão do metal de base e, conseqüentemente, o controle do volume de metal fundido são afetados, principalmente, pelo calor gerado nas zonas de transição catódica e anódica, na coluna do arco e pelo superaquecimento das gotas metálicas em transferência através do arco voltaico [68, 69].

A largura da solda tem relação direta com a corrente, a tensão do arco e com o diâmetro do consumível e uma relação inversa com a velocidade de soldagem [71]. Alguns estudos com os eletrodos revestidos, comprovaram que a penetração da poça de fusão no metal de base tem relação inversa com a velocidade de soldagem, com o diâmetro do consumível e direta com a corrente. A penetração aumenta com a concentração de energia e com o aumento da ação de escavação do arco voltaico no material de base. Esta energia do arco cresce, mantidas as demais condições inalteradas, com o aumento da corrente e/ou com a redução da velocidade de soldagem. A concentração de energia é uma função inversa do diâmetro do arco, do seu comprimento e do diâmetro do consumível. O reforço da solda, por sua vez, tem relação direta com a corrente de soldagem e inversa com a tensão, com a velocidade de soldagem e com o diâmetro do consumível [71].

Neste trabalho, as medições da largura, do reforço e da penetração na seção transversal das soldas foram feitas com o auxílio de um medidor de perfil VEISSGRAN Hierrament. Para tal, três amostras equidistantes uma da outra de 40 mm, em relação ao eixo longitudinal da solda, foram preparadas para medição. As superfícies foram lixada até a granulometria de #320 e, a seguir, atacadas quimicamente, durante 5,0 segundos, com uma solução de nital a 1%.

4.3.4 CARACTERÍSTICAS METALÚRGICAS

Apresenta-se, a seguir, a metodologia que foi empregada para a avaliação das características metalúrgicas. As amostras para a realização dos diferentes tipos de ensaios e análises foram retiradas das juntas soldadas, conforme o esquema da Figura 19.

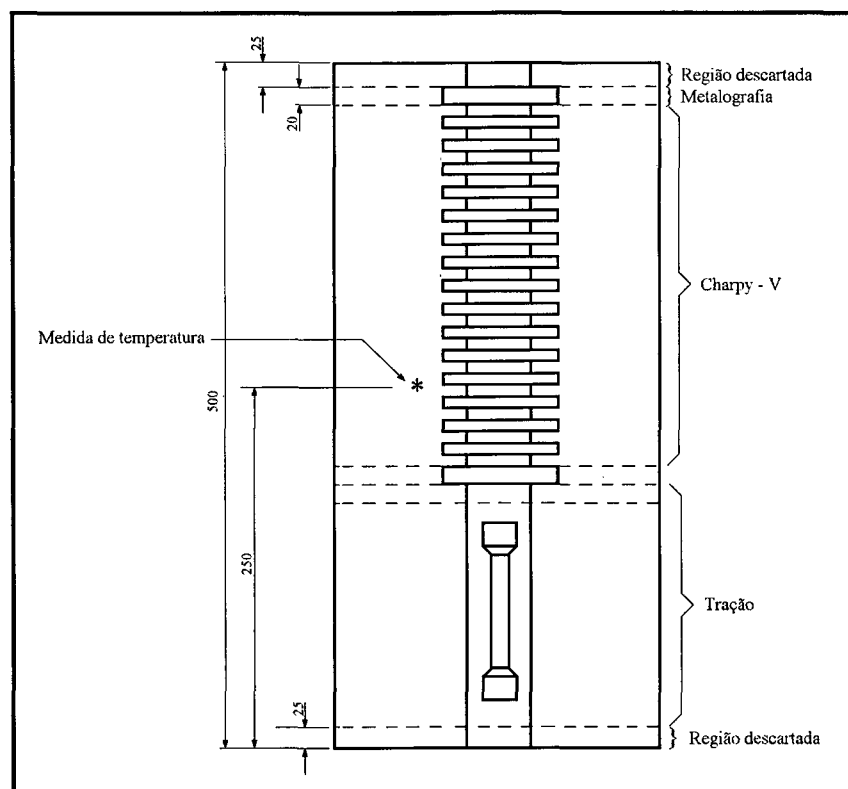


FIGURA 19 - Layout para a retirada de amostras do metal de solda. Soldagem semi-automática. Dimensões em mm.

i. A ANÁLISE QUÍMICA DA ESCÓRIA E DO METAL DEPOSITADO

A análise química da escória indica a desoxidação do metal de solda pelos elementos do fluxo. O objetivo desta análise foi a determinação dos teores de CaO , Al_2O_3 , Fe_2O_3 , MnO e demais óxidos presentes na escória. A análise foi feita por espectrometria de emissão com acoplamento indutivo de plasma (ARL 3520) em amostras colhidas da terceira e da quarta camadas das soldas.

O objetivo da análise química do metal depositado foi determinar os teores de carbono, de manganês, de enxofre, de silício, de fósforo, de níquel e de alumínio. Esta análise foi realizada por espectrometria em quantômetro de aciaria, utilizando-se amostras do metal de solda retiradas da região de transição entre os corpos de provas Charpy-V e de resistência à tração

(Figura 19). Foram também determinados os teores de nitrogênio e de oxigênio, a partir de amostras retiradas da cabeça dos corpos de prova de tração.

ii. ANÁLISE METALOGRÁFICA



MACROGRAFIA

O objetivo da macrografia foi caracterizar o perfil da macroestrutura na seção transversal do cordão de solda. As superfícies das amostras foram lixadas até a granulometria de # 320 e, a seguir, atacadas quimicamente com uma solução de nital a 2%. Foram avaliados o número e a sequência de deposição dos passes e das camadas de solda, a presença de porosidade, a falta de fusão, a falta de penetração etc.



MICROGRAFIA

O principal objetivo desta análise foi avaliar qualitativa e quantitativamente a microestrutura do metal de solda. A análise qualitativa avaliou as microestruturas colunar do último passe e da região retransformada. Foram utilizadas a microscopia ótica (MO) e a microscopia eletrônica de varredura (MEV). Na zona colunar do último passe, também pela MO, foi realizada a análise quantitativa dos seus constituintes microestruturais [102-104]. A Figura 20 ilustra a distribuição das zonas de interesse (topo, entalhe Charpy-V e raiz) na seção transversal do metal de solda.

A terminologia adotada neste trabalho para a identificação dos microconstituintes, ou seja: ferrita primária (**FP**), ferrita acicular (**FA**), ferrita com segunda fase (**FS**); microfases (**MA**) e martensita (**M**), segue a tendência de vários pesquisadores da atualidade [59, 62, 102, 103] e foi baseada na proposta de padronização mais recente do “International Institute of Welding” (IIW Doc. IX-1377-85).

A microscopia ótica (MO) tem sido adotada pelo I.I.W. como técnica para a identificação dos microconstituintes do metal de solda de aços C-Mn e baixa-liga. Neste aspecto, a microscopia ótica oferece subsídios razoáveis para estabelecer relações entre microestrutura e propriedades mecânicas [34, 59, 103, 104]. Todavia, a resolução limitada desta técnica exige que, muitas vezes, seja necessário empregar de maneira complementar, a microscopia eletrônica

de varredura (MEV) para se revelar detalhes microestruturais mais finos, como microfases ou inclusões não metálicas [33, 34, 103]. É o caso, por exemplo, quando se pretende obter metal de solda com boa resistência à tração e requisitos de tenacidade em baixas temperaturas. Isto geralmente requer a adição de novos elementos de liga, à composição química do consumível, e a exigência de uma adequada caracterização de fases ou microfases (MA) presentes. Neste caso, sugere-se recorrer a microscopia eletrônica de varredura ou a microscopia de transmissão (MT).

O MEV é um instrumento bastante útil e eficiente para a classificação de microconstituintes, especialmente em solda que apresente microestrutura característica de baixas temperaturas de transformação, tais como a martensita e a bainita. Além disso, este instrumento é mais rápido e eficaz na identificação de microfases, as quais, se presentes em teores elevados, podem reduzir drasticamente a tenacidade do metal de solda [23, 24, 45, 46, 82, 83].

A microscopia ótica foi adotada neste trabalho para identificar e para quantificar microconstituintes que normalmente são de mais fácil resolução, como é o caso das ferritas primária, acicular e com segunda fase. Os demais microconstituintes existentes no metal de solda (microfases e martensita), foram contabilizados juntos e simplesmente chamados de “outros” microconstituintes. Posteriormente, a identificação de microconstituintes foi feita utilizando a análise qualitativa através da microscopia eletrônica de varredura.

Para a quantificação dos constituintes identificados através da microscopia ótica, foi empregado o procedimento convencional de contagem por pontos em uma grade reticulada (500 pontos) ajustada sobre uma fotomicrografia (ampliada de 500 vezes) correspondente ao ponto selecionado da solda, conforme o esquema da Figura 20. Para facilitar a contagem dos pontos em cada foto (num total de 144 fotos), foi utilizado um programa específico elaborado por Branco [89]. Ao operador basta percorrer a foto e pressionar a tecla correspondente a fase reconhecida. Ao final, o programa emite um relatório com o percentual das fases contabilizadas.

Quanto a avaliação do tamanho do grão, foi adotado o método dos interceptos ou processo de Heyn, o qual consiste na contagem do número de grãos interceptados por um ou mais segmentos de retas sobre uma imagem ampliada do corpo de prova. “O quociente do comprimento do segmento, em milímetros, pelo número de interseções dividido pelo aumento utilizado, exprime o comprimento médio de interseção referente àquele segmento” [104-106]. Neste trabalho, as medições foram realizadas sobre a imagem ampliada de um ponto do corpo de

prova, localizado em uma região de interesse projetada na tela de um microscópio ótico. A avaliação do tamanho do grão colunar do último passe foi realizada nos planos transversal e longitudinal à direção de soldagem segundo as direções longitudinal, transversal e normal. Foram utilizadas, em cada direção, cinco linhas paralelas de 1,0 mm de comprimento e uma ampliação de 200 vezes.

Finalmente, na região correspondente ao entalhe dos corpos de prova Charpy-V foi avaliada a relação percentual entre as zonas colunar e retransformada.

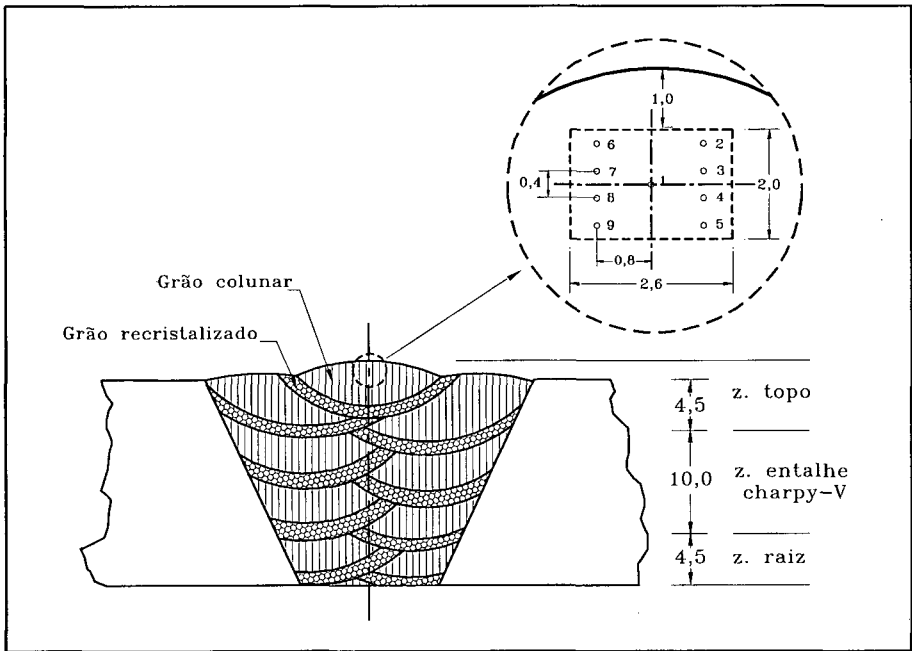


FIGURA 20 - Esquema da seção transversal da solda. Localização das fotomicrografias no último passe. Dimensões em mm.

4.3.5 ENSAIOS DE RESISTÊNCIA MECÂNICA

A seguir descrevem-se as condições gerais para a realização dos ensaios mecânicos de resistência à tração, de resistência ao impacto e de dureza. Os corpos de prova, retirados do metal de solda conforme o esquema da Figura 19, foram confeccionados de acordo com a norma AWS A5.29-80 [05].

i. ENSAIO DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO

O objetivo do ensaio de tração foi avaliar a tensão limite de resistência (σ_r), a tensão limite de escoamento (σ_e), o alongamento percentual (A) e a estricção (S) do metal depositado. Este ensaio foi realizado à temperatura ambiente de acordo com a norma NBR-6672/1980 [107]. Os corpos de prova foram retirados da região central longitudinal do metal de solda, a usinagem seguiu o estabelecido pela norma AWS A5.29-80 [05] e, as dimensões finais, em mm, são mostradas na Figura 21.

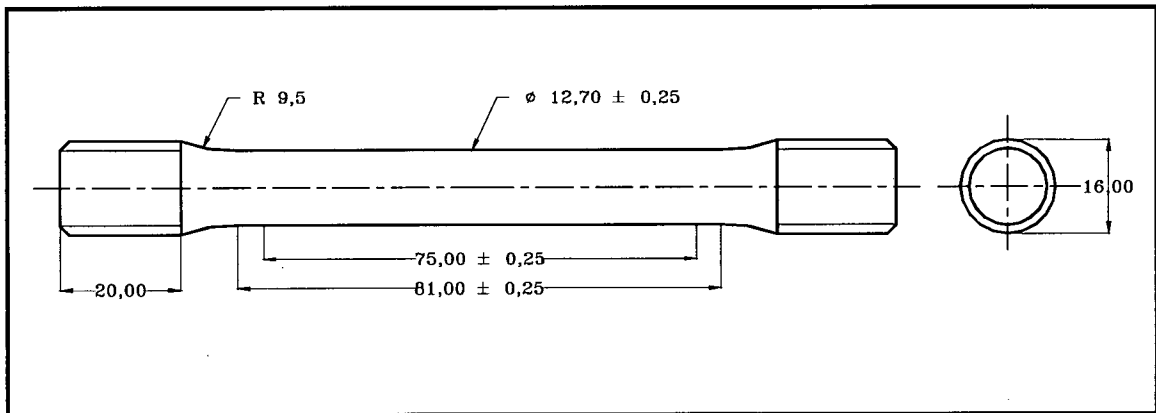


FIGURA 21 - Esquema do corpo de prova para o ensaio de tração. Dimensões em mm.

ii. ENSAIO DE RESISTÊNCIA AO IMPACTO

O objetivo do ensaio de impacto “Charpy-V” foi avaliar a tenacidade do metal de solda em três diferentes temperaturas (- 40 °C, a 0 °C e a 20 °C). O procedimento para o ensaio seguiu a norma NBR-6157 da ABNT [108]. Os corpos de prova foram retirados e usinados da seção transversal da junta conforme indicado na Figura 19. A Figura 22, ilustra a sua geometria, as suas dimensões e a localização do seu entalhe usinados de acordo com a norma AWS A5.29-80 [05].

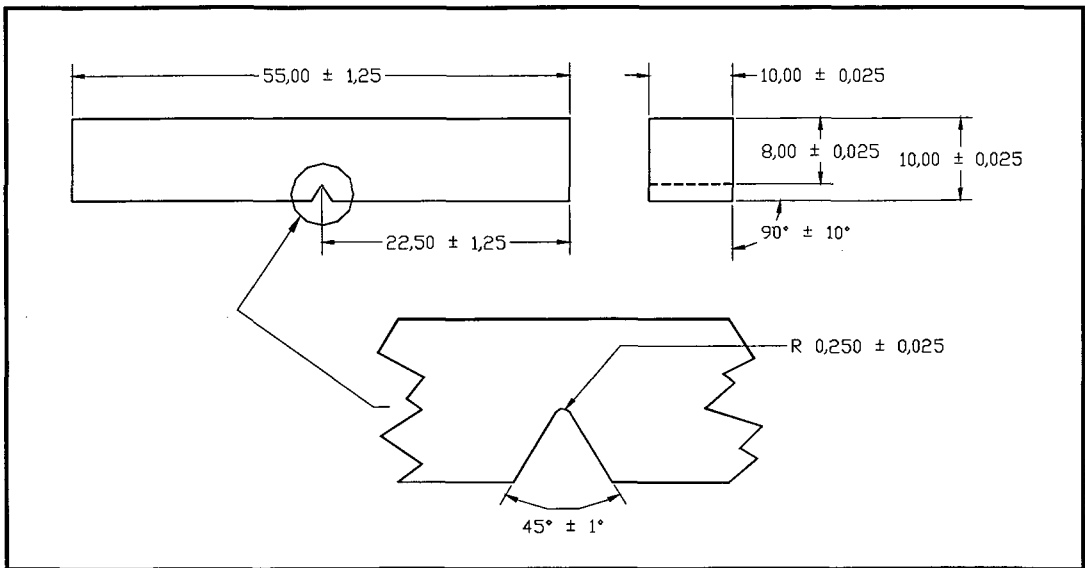


FIGURA 22 - Detalhe do corpo de prova de resistência ao impacto charpy-V. Dimensões em mm.

iii. **ENSAIO DE DUREZA**

O objetivo do ensaio de dureza foi avaliar a resistência à deformação plástica permanente do metal de solda à temperatura ambiente. Os ensaios foram realizados com o auxílio de um Durômetro Tipo DINATEST. O procedimento para o ensaio seguiu a norma NBR-6672/1981 da ABNT [109]. As impressões de dureza, espaçadas de 0,7 mm, foram realizadas na seção transversal plana e polida do metal de solda e sobre a sua linha central no sentido reforço/raiz. Foi empregada a técnica Vickers com uma carga de 10 kgf (escala HV10) e um tempo de duração da carga de 18 segundos. A primeira medição, sobre o último passe de solda, foi realizada a cerca de 1,5 mm abaixo da superfície do reforço.

4.3.6 PROCEDIMENTO PARA O TRATAMENTO DE DADOS

A análise de um determinado fenômeno pode ser realizada experimentalmente pela variação de um ou mais de seus fatores. Desta forma, pode-se estudar a relação entre a causa e o efeito produzido pelas variações pertinentes. Para melhor entendimento do fenômeno em questão, pode-se abordá-lo pelo estudo da interação entre as diversas causas e suas influências nos efeitos obtidos [68, 110-113].

Neste trabalho, ao pretender-se analisar os efeitos do teor de níquel sobre a tenacidade do metal depositado, faz-se necessário considerar, por exemplo, também, o teor de

manganês, os valores da corrente, da tensão e da velocidade de soldagem, além do comprimento do eletrodo e do aporte térmico. Neste caso, percebe-se que a variação da tenacidade pode não ser igual, por exemplo, para as diferentes combinações no teor de manganês ou para os diferentes níveis do aporte térmico. Assim, o teor de níquel ótimo para uma dada combinação pode não sê-lo para uma outra. Isto ocorre quando existe interação entre os fatores envolvidos e desta forma, deve-se utilizar uma experimentação multifatorial para se estimar e testar todas as possíveis interações [111].

O delineamento fatorial é um dos métodos mais empregados para a análise de experimentos multifatoriais. Neste método, os tratamentos consistem de dois ou mais fatores, cada um variando em dois ou mais níveis. As combinações se processam de modo que cada nível de um fator, ocorre conjuntamente com cada nível dos outros fatores. O número total de tratamentos é o produto entre o número de níveis de todos os fatores [68, 110-113].

i. MODELAMENTO MATEMÁTICO

Para simplificar o entendimento do processamento estatístico dos resultados aqui obtidos, apresenta-se a seguir, um modelo para a análise de experimentos com apenas um fator fixo [111]. O objetivo é verificar a influência dos (k) níveis desse fator sobre uma variável dependente X em estudo. Isto pode ser feito através de comparação entre as médias populacionais da variável X sob efeito dos k tratamentos. O modelamento matemático associado a um fator fixo é:

$$X_{ij} = \mu + \delta_i + e_{ij} \tag{13}$$

onde:

X_{ij} é a observação correspondente a j-ésima repetição submetida ao i-ésimo nível do fator;

μ é a média geral comum a todas as observações, dada por,

$$\mu = \frac{1}{n} \left[\sum_{i=1}^k n_i \cdot \mu_i \right] \tag{14}$$

μ_i é a média populacional de X no i-ésimo tratamento;

δ_i é o efeito do i -ésimo nível do fator variável dependente e mede o afastamento da média μ_i em relação a μ , e é dado por,

$$\delta_i = \mu_i - \mu \tag{15}$$

e_{ij} é o erro casual associado a observação X_{ij}

As suposições usualmente associadas aos componentes deste modelo (equação 13), são que os erros e_{ij} são variáveis aleatórias independentes e identicamente distribuídas com distribuição $N(0, \sigma^2)$ [110-113]. Como X_{ij} são funções lineares de e_{ij} , das suposições sobre o erro pode-se escrever resumidamente que:

$$X_{ij} \approx (\mu_i, \sigma^2), \text{ independentes} \tag{16}$$

Portanto, neste caso supõe-se que as observações do experimento a ser analisado, correspondem a amostras aleatórias de k populações normais com a mesma variância e que podem ou não ter médias diferentes.



AS HIPÓTESES FUNDAMENTAIS

A análise de variância se destaca como um poderoso método utilizado para se verificar diferenças entre médias populacionais devidas a várias causas, atuando simultaneamente sobre os elementos de uma população [68, 110-113]. Neste caso, considera-se que k amostras de tamanho n , são retiradas de k populações cujas médias μ_i ($i = 1, 2, 3, \dots, k$) deseja-se comparar. Uma hipótese do problema, a ser testada é:

$$H_0: \mu_1 = \mu_2 = \mu_3 = \dots = \mu_k \tag{17}$$

Esta hipótese deve ser confrontada com a alternativa de, pelo menos, uma das médias populacionais ser diferente. Desta forma, se as médias μ_i são consideradas sob a forma de $\mu + \delta_i$ ($i = 1, 2, 3, \dots, k$), pode-se então formular, alternativamente:

$$H_0: \delta_1 = \delta_2 = \delta_3 = \dots = \delta_k = 0 \tag{18}$$

Neste estudo estatístico, adota-se a notação segundo a qual X_{ij} ($i = 1, 2, 3, \dots, k$;

$j = 1, 2, 3, \dots, n$) é o j -ésimo valor da i -ésima amostra de n elementos, e:

T_i – é a soma dos valores da i -ésima amostra, dada por,

$$T_i = \sum_{j=1}^{n_i} X_{ij} \quad (19)$$

Q_i – é a soma dos quadrados dos valores da i -ésima amostra, dada por,

$$Q_i = \sum_{j=1}^n X_{ij}^2 \quad (20)$$

T – é a soma total dos valores, dada por,

$$T = \sum_{i=1}^k T_i = \sum_{i=1}^k \sum_{j=1}^n X_{ij} \quad (21)$$

Q – é a soma total dos quadrados, dada por,

$$Q = \sum_{i=1}^k Q_i = \sum_{i=1}^k \sum_{j=1}^n X_{ij}^2 \quad (22)$$

\bar{X}_i – é a média da i -ésima amostra, dada por,

$$\bar{X}_i = T_i / n \quad (23)$$

\bar{X} – é a média de todos os valores, dada por,

$$\bar{X} = T / nk \quad (24)$$

Assumida a veracidade da hipótese H_0 , a estimativa da variância populacional σ^2 , comum implicitamente a todas as populações, pode ser conduzida através do cálculo dos quadrados médios segundo três critérios da análise de variância [110-113]: a estimativa total, S_T^2 , a estimativa entre amostras, S_E^2 e a estimativa dentro da amostra residual, S_R^2 .

- Estimativa total

A estimativa total é obtida considerando-se as amostras reunidas em uma só, cuja variância S^2_T é calculada. Por este critério, a estimativa de σ^2 é válida se e somente se a hipótese $H_0 (\mu_1 = \mu_2 = \mu_3 = \dots = \mu_n)$ for verdadeira, pois assim todas as populações serão identicamente distribuídas, o que justifica a fusão das amostras k em uma só [110-113]. A estimativa total de σ^2 é então expressa por:

$$S^2_T = \frac{Q - [T^2 / (nk)]}{nk - 1} = \frac{SQT}{nk - 1} \tag{25}$$

onde:

SQT é a Soma de Quadrados Total;

(nk – 1) são os graus de liberdade.

- **Estimativa entre amostras**

A estimativa entre amostras S^2_E é também válida se a hipótese H_0 for verdadeira e, é baseada no mesmo critério anterior [110-113]. Nestas condições, pode-se considerar as médias \bar{X}_i das k amostras como uma amostra de k valores retirados da população dos possíveis valores de \bar{X} , que sabemos ser normalmente distribuída com variância σ^2/n . Desta forma, a variância da amostra formada pelos k valores \bar{X}_i estima σ^2/n e, é expressa como se segue:

$$S^2_E = \frac{\sum_{i=1}^k (T_i^2 / n) - T^2 / nk}{k - 1} = \frac{SQE}{k - 1} \tag{26}$$

onde:

SQE é a Soma dos Quadrados entre amostras;

(k – 1) são os graus de liberdade.

- **Estimativa residual**

Para a estimativa residual S^2_R considera-se que a variância populacional comum, σ^2 , pode ser também estimada individualmente (S_i^2) a partir dos elementos de cada uma das k amostras disponíveis, ou seja, dentro de cada amostra [110-113]. Desta forma, as k estimativas

individuais de σ^2 , disponíveis, seriam todas válidas independente da veracidade ou não de H_0 . Neste sentido, cada uma amostra individual fornecerá uma estimativa, σ^2 , dada por:

$$S_i^2 = \frac{Q_i - [T_i^2 / n]}{n - 1} \quad (27)$$

Sendo as amostras do mesmo tamanho, a estimativa resultante para o conjunto de amostras será a média aritmética das k estimativas individuais, expressa por:

$$S_R^2 = \frac{Q - \sum_{i=1}^k T_i^2 / n}{k(n - 1)} = \frac{SQR}{k(n - 1)} \quad (28)$$

onde:

SQR é a Soma dos Quadrados Residual;

$k(n - 1)$ são os graus de liberdade.

A teoria estatística define ser S_R^2 sempre um estimador não tendencioso de σ^2 , enquanto que S_E^2 o será somente se a hipótese de nulidade, H_0 , for verdadeira. Nesta condição, estes estimadores serão independentes e, portanto, pode-se compará-los mediante a distribuição de Fisher-Snedecor [110-113], conhecido como teste F , isto é:

$$F = \frac{S_E^2}{S_R^2} \quad (29)$$

Através da teoria estatística [110-113] demonstra-se que a hipótese original de nulidade H_0 pode então ser substituída pelo teste de comparação F , conduzido com $(k - 1)$ graus de liberdade no numerador e $k(n - 1)$ graus de liberdade no denominador. Isto significa que H_0 será rejeitada se:

$$F > F_{k-1, k(n-1), \alpha} \quad (30)$$

onde, $F_{k-1, k(n-1), \alpha}$, é o quantil de ordem $(1 - \alpha)$ da distribuição de Fisher-Snedecor e α é o nível de significância escolhido e que representa a região crítica para o teste ou a probabilidade de se rejeitar H_0 , sendo esta hipótese verdadeira. A faixa restante constitui a região de aceitação.

Rejeitando-se H_0 , pode-se concluir que há diferenças significativas, ao nível de significância α , entre as médias dos diferentes níveis de “i” [110-113]. O procedimento de teste será sempre unilateral, pois, sendo H_0 falsa, F tenderá sempre a crescer. Do modelo fixo de análise de variância, pode-se mostrar que independente de H_0 , S_E^2 estimará sempre:

$$\sigma_E^2 = \sigma^2 + \frac{n \sum \delta_i^2}{k - 1} \tag{31}$$

Esta expressão mostra que se H_0 for verdadeira tanto S_E^2 como S_R^2 estimarão σ^2 , ao passo que, se H_0 for falsa, S_E^2 estimará $\sigma_E^2 > \sigma^2$. Se obtivermos $F < 1$, tal fato somente poderá ser atribuído ao acaso, e a hipótese H_0 deverá ser automaticamente aceita. Os valores usualmente adotados para o nível de significância são $\alpha = 5,0\%$ e $\alpha = 1,0\%$. Por ser um trabalho exploratório, todas as tendências relatadas em relação aos resultados obtidos serão comprovadas pelo método estatístico de análise de variância para um nível de significância $\alpha = 1,0\%$.

5 DESCRIÇÃO DOS EQUIPAMENTOS

Para a elaboração deste trabalho, será utilizado um banco de ensaios constituído basicamente por uma central de soldagem “multiprocesso” e por um sistema de medição com aquisição computadorizada dos dados. A Figura 23 mostra um esquema ilustrativo deste banco de ensaios.

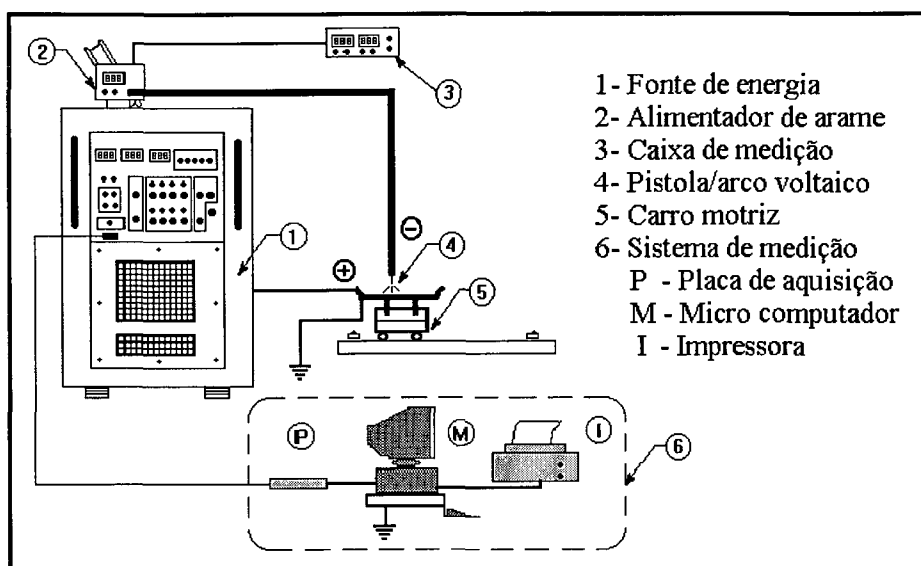


FIGURA 23 - Esquema do banco de ensaios utilizado para a soldagem automatizada com arame tubular autoprottegido.

A seguir descrevem-se algumas características dos seus principais componentes. Os detalhes da fonte de energia, do carro motriz e dos acessórios usados na soldagem automática, são mostrados na Figura 24. A Figura 25 ilustra detalhes da fonte de energia e do dispositivo de posicionamento e de fixação da junta, utilizado para a soldagem semi-automática. A Figura 26 ilustra detalhes do sistema de medição.

i. A CENTRAL DE SOLDAGEM



TIPO: FONTE ELETRÔNICA INVERSORA CHAVEADA NO SECUNDÁRIO PARA MÚLTIPLOS PROCESSOS

Modelo: Inversal 300

Fabricante: IMC/LABSOLDA-UFSC

Corrente nominal: 300A

Corrente máxima: 450A

Tensão: 220, 380 ou 440 V trifásica

Potência máxima consumida: 12 kW

Fator de potência: 0,94

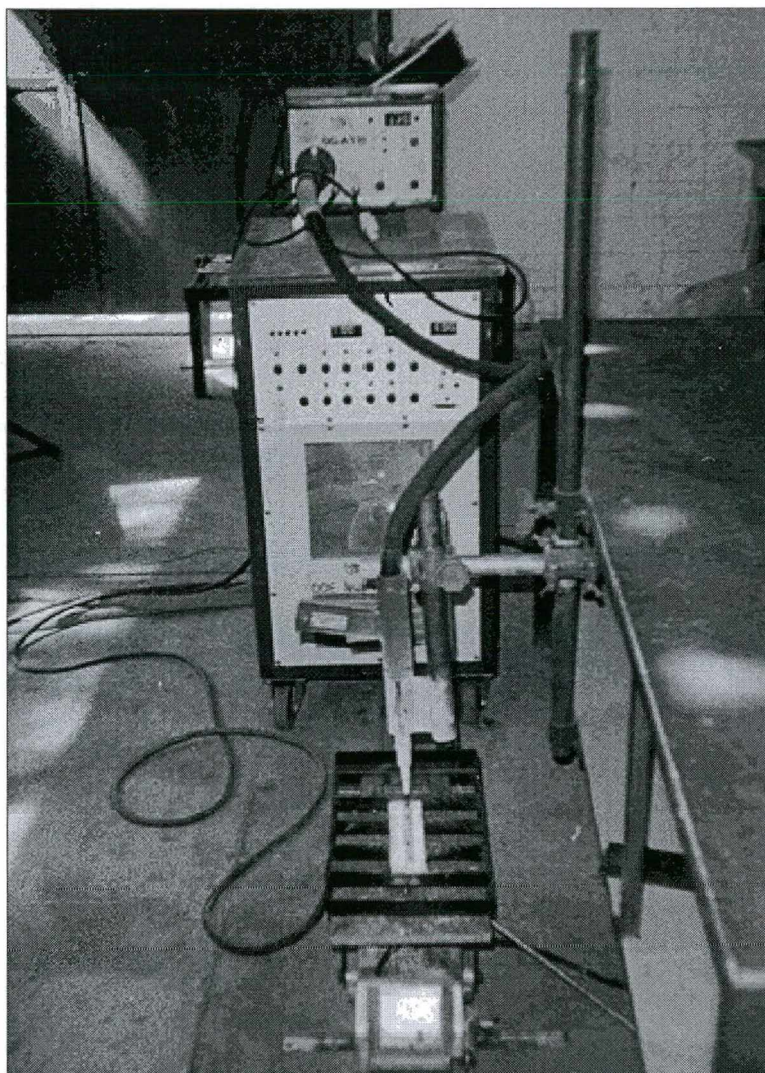


FIGURA 24 - Detalhe da fonte de energia e acessórios utilizados na soldagem automatizada.

i.1) ACESSÓRIOS



TOCHA RETA REFRIGERADA A ÁGUA

Modelo: 501MBKD3M

Fabricante: Binzel



CARRO MOTRIZ (TARTARUGA)

Modelo: MC 46

Fabricante: White Martins

Faixa de velocidade: 10 a 100 cm/min



SISTEMA ALIMENTADOR DE ARAME

Modelo: STA - 20/digital

Fabricante: IML/LABSOLDA-UFSC



TERMÔMETRO DIGITAL

Modelo: GULterm 1200, tipo K (Chromel-Alumel)

Fabricante: Gulton do Brasil

Faixa de medição: -70 a $+199,9^{\circ}\text{C}$ e $+200$ a $+1200^{\circ}\text{C}$

ii. SISTEMA DE MEDIÇÃO

O sistema de medição é composto por um microcomputador com uma placa para o tratamento do sinal da tensão na faixa de -220 V a $+220$ V. O sinal de tensão é inicialmente convertido (atenuação do sinal) para uma faixa de -10 V a $+10$ V, compatível com o conversor A/D da placa. Do mesmo modo, a placa converte o sinal da corrente (amplificação do sinal) para uma faixa de valores da queda de tensão, entre -100 mV (-500 A) a $+100$ mV ($+500$ A). Os sinais da tensão e da corrente assim tratados, entram nos canais do conversor A/D e são novamente convertidos, por meio de um programa, representando os valores efetivamente medidos.



PLACA DE AQUISIÇÃO E PROCESSAMENTO DOS DADOS

Modelo: INTERDATA I

Fabricante: IMC/LABSOLDA-UFSC

Frequência máxima de aquisição (microcomputador 386/25 MHz)

- em 8 bit: 43 kHz em 12 bit: 28 kHz

Faixa de leitura: -10 a $+10$ V



CAIXA DE ALIMENTAÇÃO DO ARAME (TEMPO, METRAGEM E VELOCIDADE)

Fabricante IMC/LABSOLDA-UFSC

☞ Microcomputador Pentium/133 mHz, com Impressora Deskjet 680C

iii. MICROCÓPIO ÓTICO

Reflected - Light Camera Microscope

Jenaplan

Zeiss - Germany

iv. MICROCÓPIO FERRAMENTA PARA MEDIÇÃO DOS CP CHARPY-V E DO PERFIL DA SOLDA

VEISSGRAN HIERRAMENTA

Fabricante aus JENA

v. MICROCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA - MEV

Sem XI - Scanning Electron Microscopes

Type PW 6800/60

Phillips

vi. MÁQUINA DE DUREZA

Medidor tipo Durômetro

DINATEST

vii. MÁQUINA DE TRACAO

ZD20 - VEB

WERKSTOFFPRFMACHINEN

LEIPZIG

FAB. N 281/16

viii. EQUIPAMENTO PARA ANÁLISE QUÍMICA

EDS

MODELO - NEW XL-30 135-2,5

EDAX

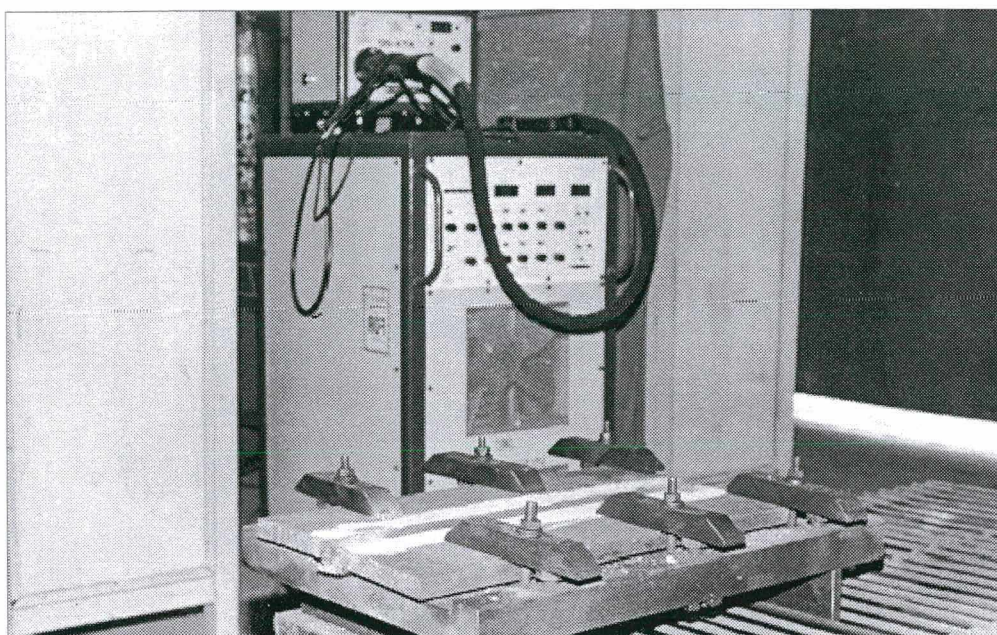


FIGURA 25 - Detalhe da fonte de energia e do dispositivo de fixação da junta. Soldagem semi-automática.

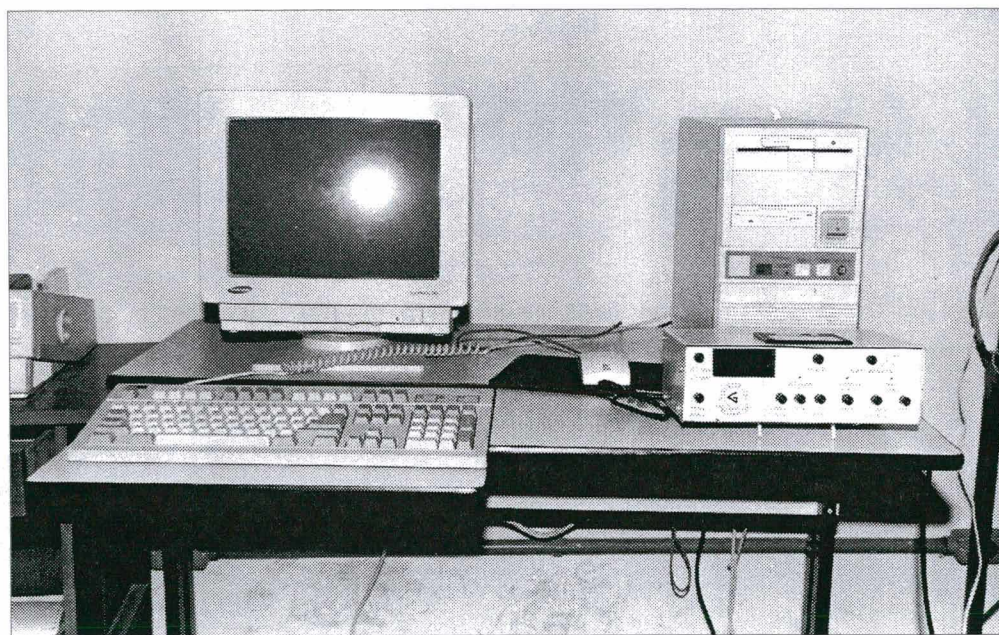


FIGURA 26 - Detalhe do sistema de medição.

6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1 ESTUDO DA ESTABILIDADE DO ARCO

Com base na literatura consultada [01, 02, 03, 08, 15] e após a experiência com os diversos ensaios deste trabalho, pode-se dizer que a transferência de metal não axial caracterizou toda a fase experimental desta pesquisa. A gota em crescimento, gira na parte metálica do arame, toca aleatoriamente na poça de fusão podendo ou não se transferir para a solda. Foram poucos os picos de tensão na reabertura do arco após os curtos-circuitos e, por isso, utilizou-se, para a avaliação da regularidade de transferência de carga elétrica, o inverso do desvio padrão relativo da corrente ($1/\sigma_I$).

Os ensaios, como os das figuras 27 e 28, mostram que a grande maioria dos curtos-circuitos é de tão pouca duração que possivelmente não transferem material. Isto teria que ser confirmado com filmagens de alta velocidade. Para medir a facilidade de transferência metálica é necessário separar os curtos-circuitos que transferem metal daqueles que não transferem. Se por exemplo, estipulássemos uma duração de curto abaixo da qual se acredita que não haveria transferência, ter-se-ia resultados como os das tabelas 10 e 11. Na Tabela 10, indica-se a média do número total de curtos-circuitos, NTcc, e a média de curtos-circuitos com transferência de metal, CCtm, durante seis milisegundos. A Tabela 11, apresenta a porcentagem de CCtm, onde os maiores valores ocorreram no comprimento do eletrodo de 25 mm, em 300 A, para os maiores teores de manganês, ou seja, 08-00; 08-08; 08-23 e 08-35.

Considerando que, quanto maior a duração do curto-circuito, maior será a probabilidade de haver transferência metálica, então, pode-se estipular um valor que possibilite, pelo menos, uma análise qualitativa. O valor de 1,5 ms foi aqui adotado, baseado em levantamentos feitos para eletrodos revestidos [68-71], apenas para comparar os arames experimentais com o arame comercial de referência. No atual estado de conhecimentos não temos condições de analisar, com uma maior segurança, a facilidade (e nem a regularidade) de transferência de metal para o processo de soldagem com arame tubular autoprotetido. As Figuras 29 e 30 ilustram os oscilogramas da corrente e da tensão de soldagem e representam, a

título de exemplo, o comportamento dinâmico do arco voltaico, respectivamente, para a soldagem com os arames 00-23 e 08-35.

TABELA 10 - Dados da estabilidade do arco referentes à transferência de metal.

Tipo de arame	Comp. eletrodo (mm)	Corrente de soldagem (A)					
		200		250		300	
		Ntcc	CCtm	Ntcc	CCtm	Ntcc	CCtm
05-00	15	44	1,5	82	2	167	6
05-08		49	2,5	74	0,5	163	10
05-23		31	2	77	1,5	111	1,5
05-35		47	2,5	115	3,5	128	5,5
08-00		62	0	102	0	182	6,5
08-08		49	0	86	0	216	7
08-23		35	1	68	1	152	3
08-35		36	1	99	2	155	4
05-00	25	55	0,5	133	6	211	18
05-08		93	12	137	4,5	275	30,5
05-23		80	2	187	14	286	49
05-35		55	0,5	161	12	239	34,5
08-00		104	3	226	19	318	69
08-08		105	2,5	207	15,5	319	60,5
08-23		79	2	215	16	320	74
08-35		74	1	224	26	302	74,5

TABELA 11- Curtos-circuitos com transferência de metal (%CCtm).

Tipo de arame	Comp. do eletrodo 15 mm			Comp. do eletrodo 25 mm		
	200 A	250 A	300 A	200 A	250 A	300 A
05-00	3,4	2,4	3,6	1,0	4,5	8,5
05-08	5,1	0,0	6,0	13,0	3,3	10,0
05-23	6,5	2,0	1,4	2,5	7,5	17,0
05-35	5,0	3,0	4,0	1,0	7,5	14,5
08-00	0,0	0,0	3,5	3,0	8,5	21,5
08-08	0,0	0,0	3,0	2,5	7,5	19,0
08-23	3,0	1,5	2,0	2,5	7,5	23,0
08-35	2,7	2,0	2,5	1,5	11,5	24,5

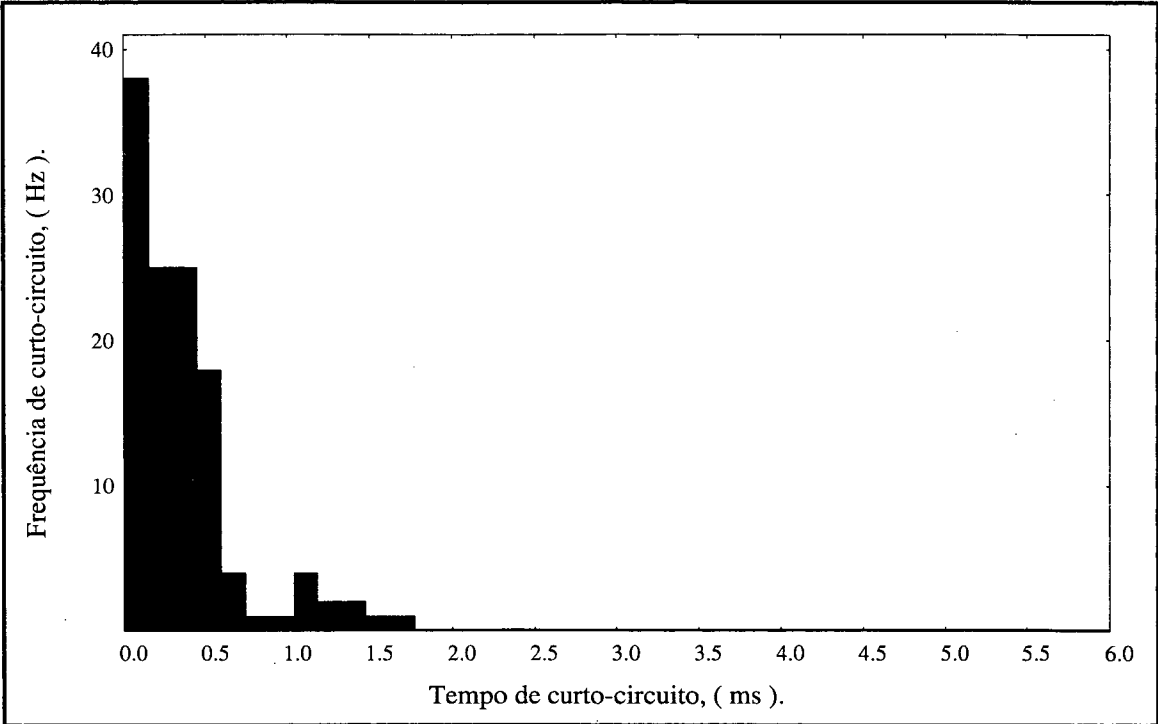


FIGURA 27 - Histograma dos tempos de curto-circuito. Soldagem com o arame 05-23, 300 A, 15 mm de comprimento do eletrodo.

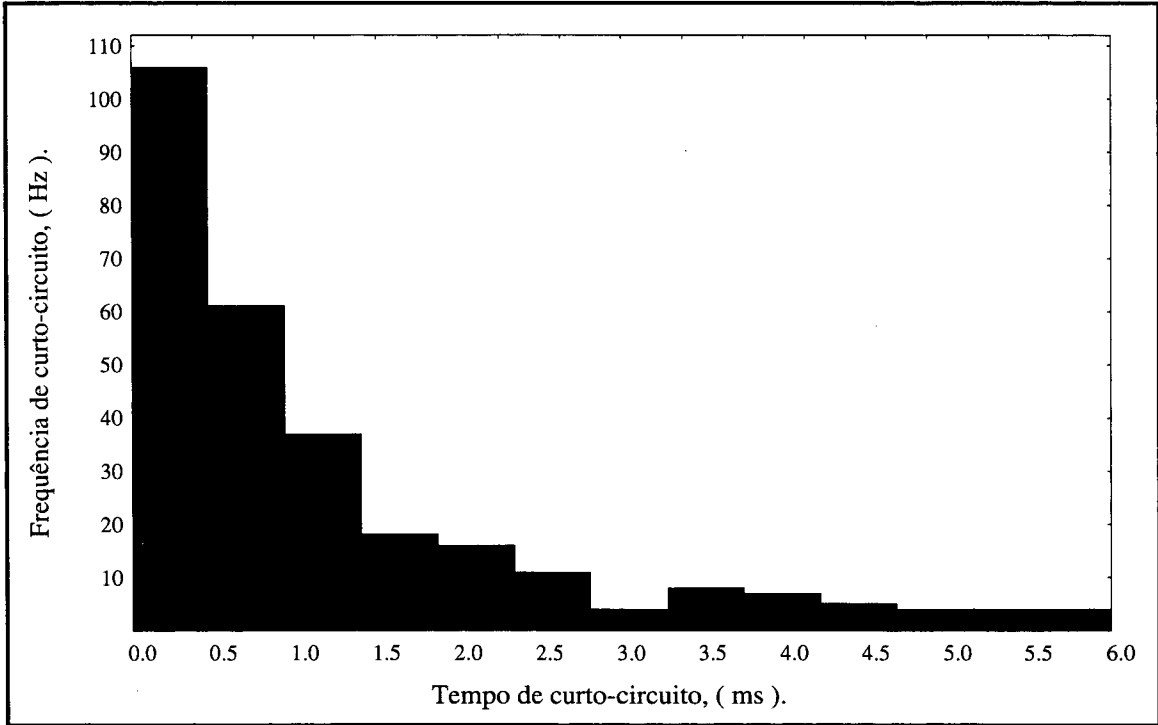


FIGURA 28 - Histograma dos tempos de curto-circuito. Soldagem com o arame 08-35, 300 A, 25 mm de comprimento do eletrodo.

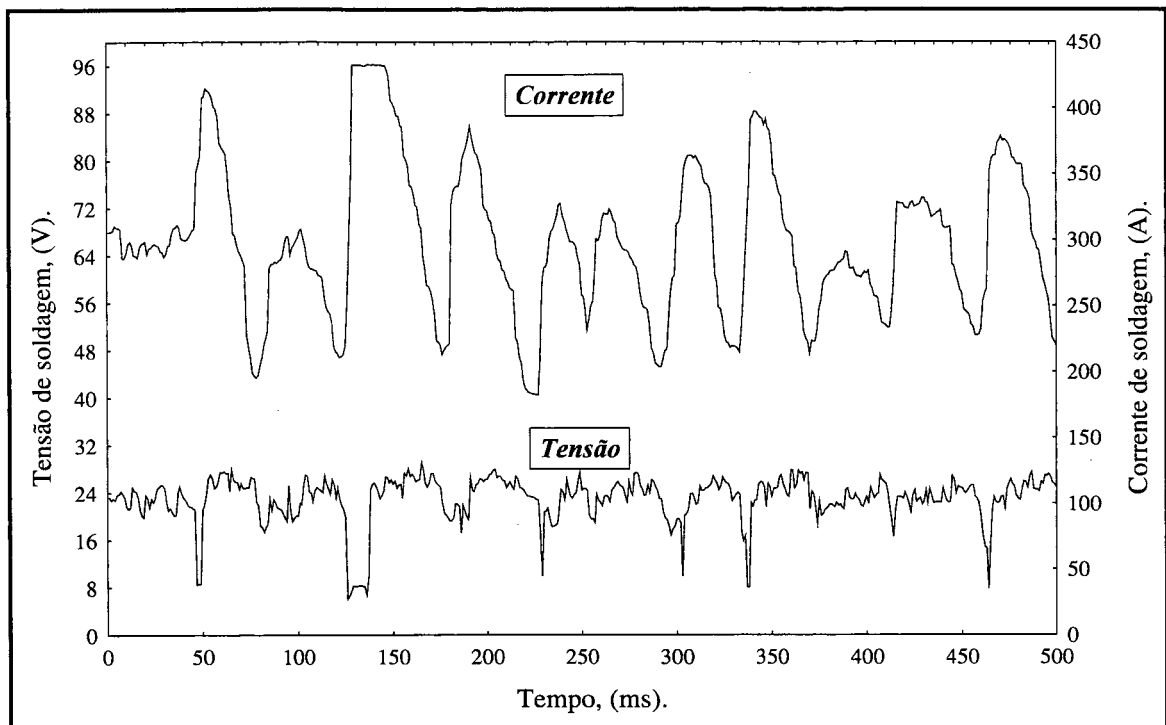


FIGURA 29 - Comportamento dinâmico do arco. Dados da tensão e da corrente. Soldagem com o arame 05-23, 300 A, comprimento do eletrodo 15 mm.

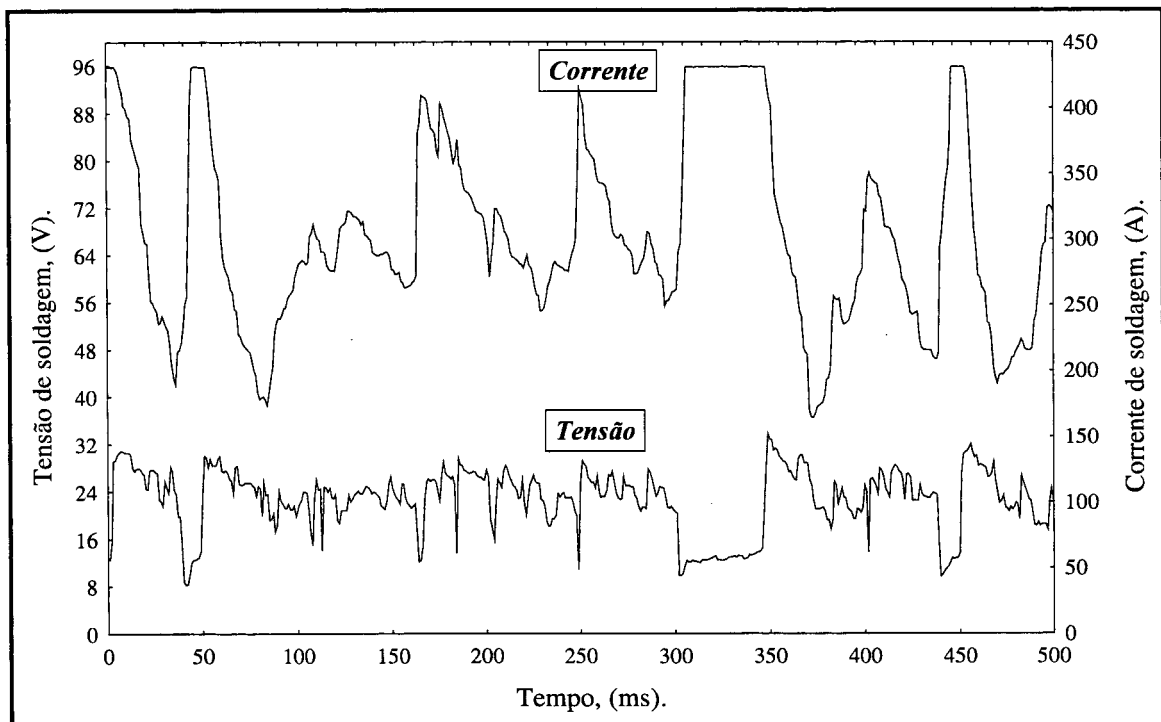


FIGURA 30 - Comportamento dinâmico do arco. Dados da tensão e da corrente. Soldagem com o arame 08-35, 300 A, comprimento do eletrodo 25 mm.

A seguir apresenta-se os resultados da estabilidade do arco para a soldagem com os diversos arames ensaiados. A análise estatística de variância foi realizada para comparar o

desempenho entre os arames experimentais. Esta análise não foi necessária para comparar a estabilidade de arco do arame comercial de referência à dos arames experimentais, uma vez que, a interpretação prévia dos gráficos apresentados nesta sessão indicou que esta característica operacional para os arames experimentais foi equivalente ou superior a do arame comercial. Pelos mesmos motivos, este procedimento também foi adotado para a interpretação das características econômica e geométricas.

6.1.1 ESTABILIDADE DO ARCO PARA O ARAME COMERCIAL

A Tabela 12 apresenta o resultado da estabilidade do arco para a soldagem com um arame comercial da classe AWS E71T-7, de 2,0 mm de diâmetro. O resultado da ANOVA é mostrado na Tabela 13. Nesta Tabela, os valores do nível de significância (α), em percentagem, representam os efeitos da corrente e do comprimento do eletrodo sobre a estabilidade do arco.

Os resultados indicam que a corrente e o comprimento do eletrodo não afetam significativamente a regularidade de transferência de carga elétrica ($I/\sigma I$). Quanto a transferência metálica, percebe-se que apenas a facilidade de ocorrência de curto-circuito, F_{cc} , foi afetada pelo comprimento do eletrodo e pela corrente de soldagem. No comprimento do eletrodo de 25 mm, observa-se um efeito da corrente sobre a regularidade de ocorrência de curto-circuito, R_{cc} , ($\alpha=0,06\%$). Para o comprimento do eletrodo de 15 mm, este efeito é pouco significativo ($\alpha=2,21\%$).

Embora os dados da Tabela 12 indiquem um aumento do tempo médio de curto-circuito (redução de F_{tm}) com o aumento da corrente de soldagem, os elevados valores de α , 4,96 e 6,7% (Tabela 13), não permitiriam afirmar que estes efeitos seriam significativos. O que se perceberia seria um grande desvio padrão dos valores obtidos em cada condição de soldagem.

A Figura 31 apresenta o efeito da corrente e do comprimento do eletrodo sobre a facilidade de ocorrência de curto-circuito (F_{cc}). Esta Figura ilustra um aumento na frequência de curtos-circuitos com o aumento da corrente e/ou do comprimento do eletrodo. Para a corrente de 300A, o efeito do comprimento do eletrodo não foi significativo, o que pode ser comprovado pelo valor de α (2,39%) na Tabela 13.

Estes resultados podem ser explicados com certa facilidade. O aumento na corrente de soldagem aumenta o consumo do arame e, diferentemente dos processos MIG/MAG

[01, 07], aumenta também o tamanho da gota. As forças eletromagnéticas que atuam na transferência da gota são intensificadas. Com isso há um aumento na movimentação da gota em torno do eletrodo, aumentando a frequência de curto-circuito. O aumento do comprimento do eletrodo também pode aumentar o tamanho da gota, devido a maior produção de gás intensificar o “efeito colchão” e influir na transferência metálica, contribuindo, desta forma, para o aumento da frequência de curto-circuito.

Uma vez que o mecanismo de transferência metálica envolve um jogo complexo e dinâmico de repulsões e atrações da gota, não se pode associar o seu destacamento apenas com a frequência de curtos-circuitos, porque curtos-circuitos podem representar contatos aleatórios da gota com a poça de fusão, transferindo só uma pequena quantidade de material, ou mesmo sem qualquer transferência.

TABELA 12 - Dados da estabilidade do arco. Arame AWS E71T-7; Ø 2,00 mm.

Comp. Eletrodo (mm)	I (A)	Trans. de carga	Transferência de metal			
		Regularidade	Facilidade		Regularidade	
		I/σ_I	$F_{cc} (s)^{-1}$	$*F_{tm} (s)^{-1}$	R_{cc}	$*R_{tm}$
15	200	4,05	14,58	1285	0,94	0,53
	250	4,42	21,38	705	1,16	0,47
	300	5,11	43,56	520	1,17	0,30
25	200	3,54	22,65	1074	1,03	0,47
	250	4,11	41,00	726	1,29	0,57
	300	4,06	51,60	404	1,23	0,50

(*) baseados na hipótese de 1,5 ms

TABELA 13 - Resultado da ANOVA. Estabilidade do arco. Arame AWS E 71T-7; Ø 2,0 mm.

Variável dependente	Efeito da corrente		Efeito do comp. eletrodo		
	Comp. eletrodo		Corrente		
	15 mm	25 mm	200 A	250 A	300 A
I/σ_I	8,01	57,62	22,54	69,20	1,90
F_{cc}	0,00	0,00	0,64	0,34	2,39
R_{cc}	2,21	0,06	7,65	17,77	20,02
$*F_{tm}$	4,96	6,70	54,62	93,73	14,25
$*R_{tm}$	19,51	44,55	66,25	21,72	5,26

Obs.: Nível de significância, α , em %; (*) baseados na hipótese de 1,5 ms.

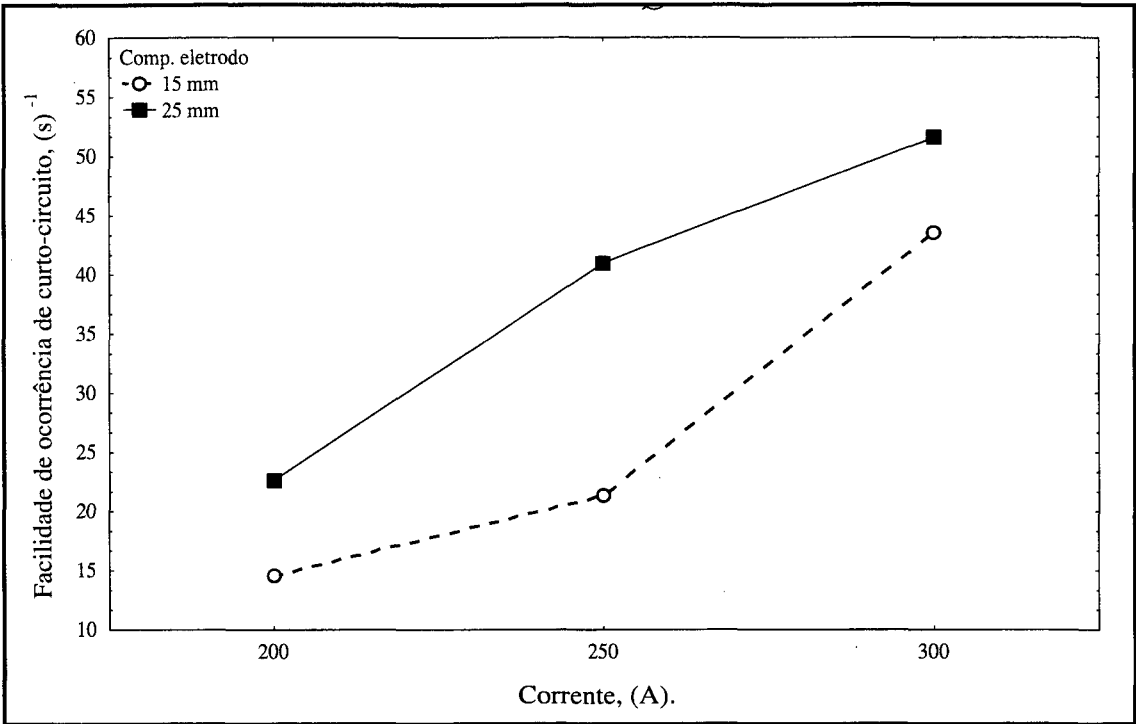


FIGURA 31 - Efeito da corrente sobre Fcc, para os dois níveis de comprimento do eletrodo. Arame AWS E 71T7; Ø 2,0 mm.

6.1.2 ESTABILIDADE DO ARCO PARA OS ARAMES EXPERIMENTAIS

Os dados da estabilidade do arco para os arames experimentais estão na Tabela 14. As Tabelas 15 e 16, indicam os resultados da Análise de Variância – ANOVA referentes a estes ensaios.

Os dados da ANOVA na Tabela 15 mostram o efeito do tipo de arame sobre a estabilidade do arco voltaico. Por esta Tabela, percebe-se efeitos significativos do tipo de arame sobre a facilidade de ocorrência de curto-circuito, Fcc, para o comprimento do eletrodo de 15 mm em 250A e em 300 A, e para o comprimento do eletrodo de 25 mm nos três níveis de corrente de soldagem.

A regularidade de transferência de carga elétrica, $I/\sigma I$, e a facilidade de transferência de metal, Ftm, foram afetadas pelo tipo de arame somente para o comprimento do eletrodo de 25 mm em 300 A. Não há efeito significativo do tipo de arame sobre a regularidade de ocorrência de curto-circuito, Rcc, ou sobre a regularidade de transferência de metal, Rtm. A análise da facilidade e da regularidade de transferência de metal ficam condicionadas às futuras confirmações a respeito da duração do curto-circuito que caracteriza a transferência.

A Tabela 16 mostra o resultado da ANOVA referente ao efeito da corrente e do comprimento do eletrodo sobre a estabilidade do arco. Neste caso, a regularidade de transferência de carga elétrica, $I/\sigma I$, foi afetada pela corrente de soldagem para os arames 05-00; 05-23; 08-00 e 08-23 no comprimento do eletrodo de 15 mm. Este índice também foi afetado pelo comprimento do eletrodo para o arame 08-00 em 200 A, para os arames 08-00; 08-08 e 08-23 em 250 A e para a maioria dos arames em 300 A.

Com relação a transferência de metal, a facilidade de ocorrência de curto-circuito, F_{cc} , foi bastante afetada pela corrente nos dois níveis de comprimento do eletrodo para a maioria dos arames experimentais. Já a facilidade de transferência de metal, F_{tm} , seria afetada pela corrente no comprimento do eletrodo de 15 mm para ao arame 08-00, e no comprimento do eletrodo de 25 mm para a maioria dos arames. No comprimento do eletrodo de 25 mm, a corrente de soldagem afetou a regularidade de ocorrência de curto-circuito, R_{cc} , para os arames 05-35 e 08-35, e afetaria a regularidade de transferência de metal, R_{tm} , para os arames 05-35 e 08-23.

Estes resultados podem ser melhor avaliados através das Figuras 32-38, onde mostra-se a evolução da estabilidade do arco para os arames experimentais e para o arame de referência (AWS E 71T-7).

A Figura 32 ilustra o efeito da corrente sobre a regularidade de transferência de carga elétrica, $I/\sigma I$, no comprimento do eletrodo de 15 mm. Por esta Figura, percebe-se que o aumento da corrente de soldagem tende a aumentar $I/\sigma I$. De acordo com a análise de variância, este efeito não foi significativo para o arame comercial nos dois níveis de comprimento do eletrodo (Tabela 13), para os arames experimentais no comprimento do eletrodo de 25 mm (Tabela 16) e nem para os arames 05-08; 05-35; 08-00 e 08-35 no comprimento do eletrodo de 15 mm. A Figura 32 mostra ainda que $I/\sigma I$ tendeu a ser maior para os arames com maior teor de manganês (08-00; 08-23 e 08-35) e, também, maior para os arames experimentais em relação ao arame comercial.

A Figura 33 mostra o efeito do comprimento do eletrodo sobre a regularidade de transferência de carga elétrica, $I/\sigma I$, na corrente de 300 A. Esta Figura indica uma tendência de redução de $I/\sigma I$ com o aumento do comprimento do eletrodo, resultado esperado em função do aumento das forças eletromagnéticas. Como no caso anterior, a estabilidade do arco para os

arames experimentais superou, nos dois níveis de comprimento do eletrodo, a estabilidade do arco do arame comercial de referência.

As Figuras 34 e 35, ilustram o efeito da corrente sobre a facilidade de ocorrência de curto-circuito, F_{cc} , enquanto o efeito do comprimento do eletrodo sobre este índice é mostrado pela Figura 36. De acordo com estas Figuras e com a Tabela 14, o aumento da corrente de soldagem ou o aumento do comprimento do eletrodo, aumentou a facilidade de ocorrência de curto-circuito, medida pelo índice F_{cc} . Percebe-se pela Figura 34, para o comprimento do eletrodo de 15 mm, que F_{cc} foi maior para os arames 05-35, em 250 A, 08-08, em 300 A. Já pela Figura 35, para o comprimento do eletrodo de 25 mm, F_{cc} foi maior para os arames 05-08, 08-00 e 08-08 em 200 A e para os arames com alto manganês (08-00, 08-08, 08-23 e 08-35) em 250 A e em 300 A. Na Figura 36 mostra-se para a corrente de 300 A, que o aumento do comprimento do eletrodo tendeu a aumentar F_{cc} .

Diferente de F_{cc} , a regularidade de transferência de carga elétrica, $I/\sigma I$, para os arames experimentais, Figura 32, tendeu a ser maior do que para o arame comercial.

As Figuras 37 e 38 ilustram, respectivamente, os efeitos da corrente de soldagem e do comprimento do eletrodo sobre a facilidade de transferência de metal, F_{tm} , medida com base em 1,5 ms. Estas Figuras permitem que se suponham que o aumento da corrente ou do comprimento do eletrodo tenderiam a reduzir F_{tm} . Estes resultados indicariam que, o aumento da corrente aumentaria o tempo de curto-circuito. Por esta análise, os arames experimentais apresentariam uma maior estabilidade de arco (maior valor de F_{tm}) do o arame de referência. A Figura 38 mostra, para a corrente de 300 A, que F_{tm} tenderia a ser maior para os arames 05-23, 08-23 e 08-35 no comprimento do eletrodo de 15 mm.

Pelos resultados da estabilidade do arco voltaico, pode-se considerar que o desempenho dos arames experimentais foi bastante satisfatório, tendo superado para a maioria dos índices avaliados a estabilidade do arco obtida com o arame comercial de referência. Dentre os arames experimentais ensaiados, pode-se indicar uma tendência de melhor desempenho para os arames de maior teor de manganês e para os de elevado teor de níquel como 08-23 e 08-35. Quanto aos parâmetros operacionais de soldagem, a estabilidade do arco, independente do valor do comprimento do eletrodo, tendeu a ser melhor numa corrente intermediária como 250 A.

TABELA 14 - Dados da estabilidade do arco.

Tipo de arame	I (A)	Transf. carga		Transferência de metal							
		Regularidade		Facilidade (s ⁻¹)				Regularidade			
		I/σI		Fcc		*Ftm		Rcc		*Rtm	
		Comp. do eletrodo		Comp. do eletrodo		Comp. do eletrodo		comp. do eletrodo		Comp. do eletrodo	
		15mm	25mm	15mm	25mm	15mm	25mm	15mm	25mm	15mm	25mm
05-00	200	6,27	5,95	7,45	10,40	2514	2370	0,87	0,95	0,85	1,03
05-08		5,59	5,20	8,57	15,82	1802	1630	0,83	1,11	0,64	0,62
05-23		6,07	4,86	5,22	13,38	3542	2649	0,95	1,03	1,05	0,93
05-35		5,04	6,33	8,45	9,34	2893	3158	1,10	0,97	0,80	1,19
08-00		7,35	5,63	10,84	17,45	3503	2717	1,10	0,99	1,28	0,97
08-08		6,66	5,83	4,87	17,61	3401	2662	1,14	1,03	0,91	0,98
08-23		7,27	5,67	5,91	13,18	3167	2715	1,10	1,13	0,91	1,06
08-35		7,06	6,58	6,10	12,66	2728	2608	0,98	1,02	0,97	0,65
05-00	250	8,42	7,37	15,67	22,28	2767	2018	1,10	1,11	0,88	0,79
05-08		9,48	8,85	13,54	23,07	2870	2094	1,07	1,16	1,09	0,70
05-23		8,14	6,86	12,97	31,59	2555	1779	1,11	1,26	0,85	0,90
05-35		7,23	5,84	19,30	27,17	2306	1696	1,11	1,07	0,89	0,72
08-00		10,16	6,30	17,28	37,82	3041	1500	1,04	1,18	1,21	0,69
08-08		9,84	6,78	14,44	34,72	3303	1710	1,11	1,14	1,16	0,96
08-23		9,64	6,79	11,42	36,00	3372	1732	1,09	1,21	1,14	0,85
08-35		9,69	5,77	16,68	37,58	2683	1336	1,08	1,14	1,00	0,67
05-00	300	11,01	6,83	28,28	35,55	2117	1246	1,07	1,16	0,91	0,49
05-08		8,65	8,42	27,79	46,07	1831	1284	0,99	1,26	0,75	0,66
05-23		10,43	5,92	18,56	47,78	2443	815	1,05	1,12	0,63	0,42
05-35		9,94	5,51	21,36	45,97	2268	469	1,14	0,85	0,70	0,38
08-00		11,42	6,21	30,42	53,09	215	889	1,15	1,25	0,94	0,68
08-08		9,73	6,14	36,14	53,36	1891	825	1,12	1,18	0,62	0,55
08-23		11,41	5,54	25,53	53,66	2641	684	1,10	1,31	0,98	0,56
08-35		11,15	5,92	26,26	50,55	2482	762	1,10	1,37	1,01	0,54

(*) baseados na hipótese de 1,5 ms.

TABELA 15 - ANOVA. Dados da estabilidade do arco. Tipo de arame.

Variável	Efeito do tipo de arame					
	Comp. do eletrodo 15 mm			Comp. do eletrodo 25 mm		
	200 A	250 A	300 A	200A	250A	300A
I/σI	12,54	8,94	26,14	42,38	1,28	0,00
Fcc	9,32	0,04	0,29	0,10	0,01	0,03
*Ftm	80,97	54,01	33,43	14,14	21,39	0,04
Rcc	10,82	99,59	23,24	37,68	32,67	3,86
*Rtm	77,05	71,91	41,16	18,12	82,51	43,44

Obs: Nível de significância, α, em %. (*) baseados na hipótese de 1,5 ms.

TABELA 16 - ANOVA. Dados da estabilidade do arco. Parâmetros de soldagem.

Tipo de arame	Variável dependente	Variável independente				
		Efeito da corrente		Efeito do comp. do eletrodo		
		Comp. do eletrodo 15mm	25mm	Corrente		
				200A	250A	300A
05-00	I/σI	0,73	23,76	68,86	36,86	0,51
	Fcc	0,00	0,05	14,83	0,08	12,10
	*Ftm	45,73	0,88	72,02	22,21	1,10
	Rcc	9,37	4,47	53,54	93,19	14,45
	*Rtm	96,59	8,46	27,25	76,33	7,74
05-08	I/σI	5,83	5,89	78,36	51,17	89,54
	Fcc	0,14	0,01	1,36	3,97	0,59
	*Ftm	1,49	50,26	82,73	11,31	10,21
	Rcc	5,96	22,12	5,81	17,02	2,28
	*Rtm	18,15	96,51	97,68	32,73	64,01
05-23	I/σI	0,86	1,12	31,76	3,77	0,06
	Fcc	0,02	0,00	0,15	0,04	0,01
	*Ftm	71,46	0,01	61,86	24,82	0,19
	Rcc	37,32	12,99	47,40	18,67	53,00
	*Rtm	58,40	7,19	76,10	86,65	45,73
05-35	I/σI	2,13	40,71	17,50	39,97	0,00
	Fcc	1,23	0,01	75,17	4,49	0,54
	*Ftm	62,37	0,06	77,40	12,56	0,01
	Rcc	95,18	0,27	45,96	70,09	1,48
	*Rtm	66,78	0,40	14,19	42,53	66,30
08-00	I/σI	0,06	12,11	0,65	0,26	0,01
	Fcc	0,51	0,00	0,15	0,16	0,94
	*Ftm	1,00	0,04	9,97	0,29	0,01
	Rcc	53,59	1,15	18,00	16,05	29,05
	*Rtm	20,83	12,28	25,29	0,89	8,16
08-08	I/σI	4,11	2,77	4,79	0,12	4,71
	Fcc	0,00	0,00	0,43	0,06	0,09
	*Ftm	26,48	0,00	50,53	0,02	10,48
	Rcc	80,97	35,54	17,69	75,93	11,82
	*Rtm	38,04	1,77	85,34	10,07	81,65
08-23	I/σI	0,59	1,70	3,72	0,77	0,12
	Fcc	0,01	0,01	2,09	0,00	0,28
	*Ftm	55,67	0,14	51,84	4,03	0,23
	Rcc	99,16	18,44	79,94	27,55	0,86
	*Rtm	53,24	0,11	53,69	1,53	1,67
08-35	I/σI	1,32	30,30	58,84	1,21	0,05
	Fcc	0,00	0,00	2,81	0,05	0,00
	*Ftm	94,11	0,02	87,70	6,87	0,28
	Rcc	15,05	0,21	36,22	31,03	1,75
	*Rtm	99,11	89,05	47,54	36,15	2,65

Obs: Nível de significância, α, em %. (*) baseados na hipótese de 1,5 ms.

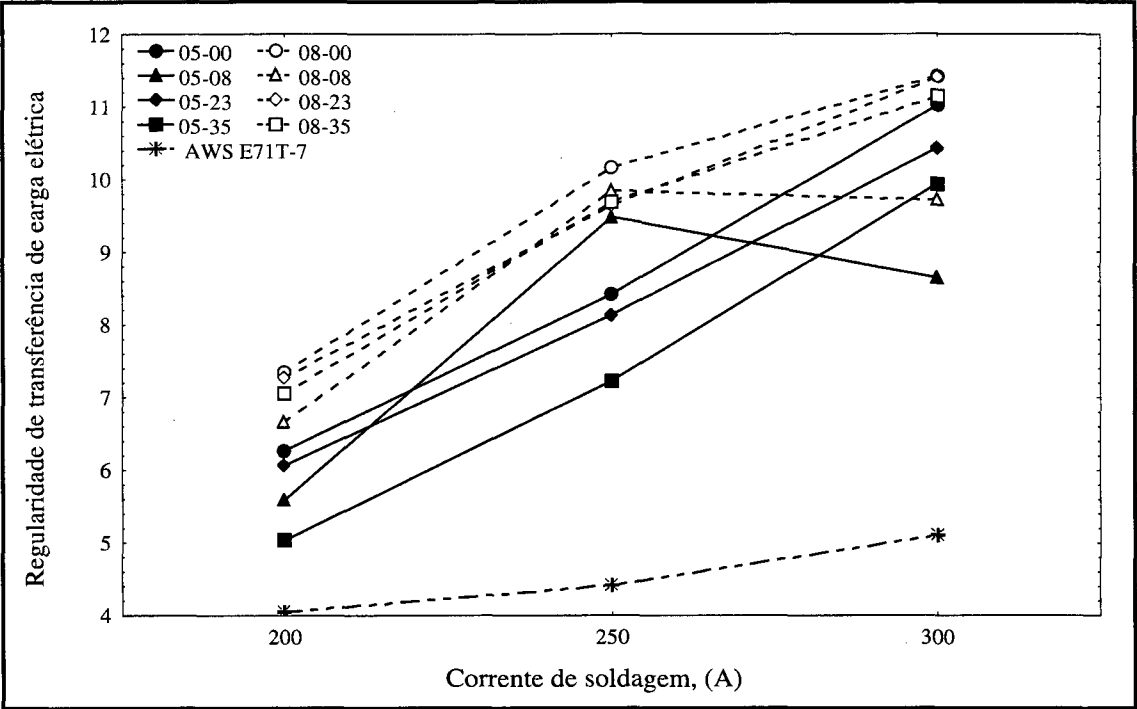


FIGURA 32 - Efeito da corrente de soldagem sobre $I/\sigma I$, para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 15 mm.

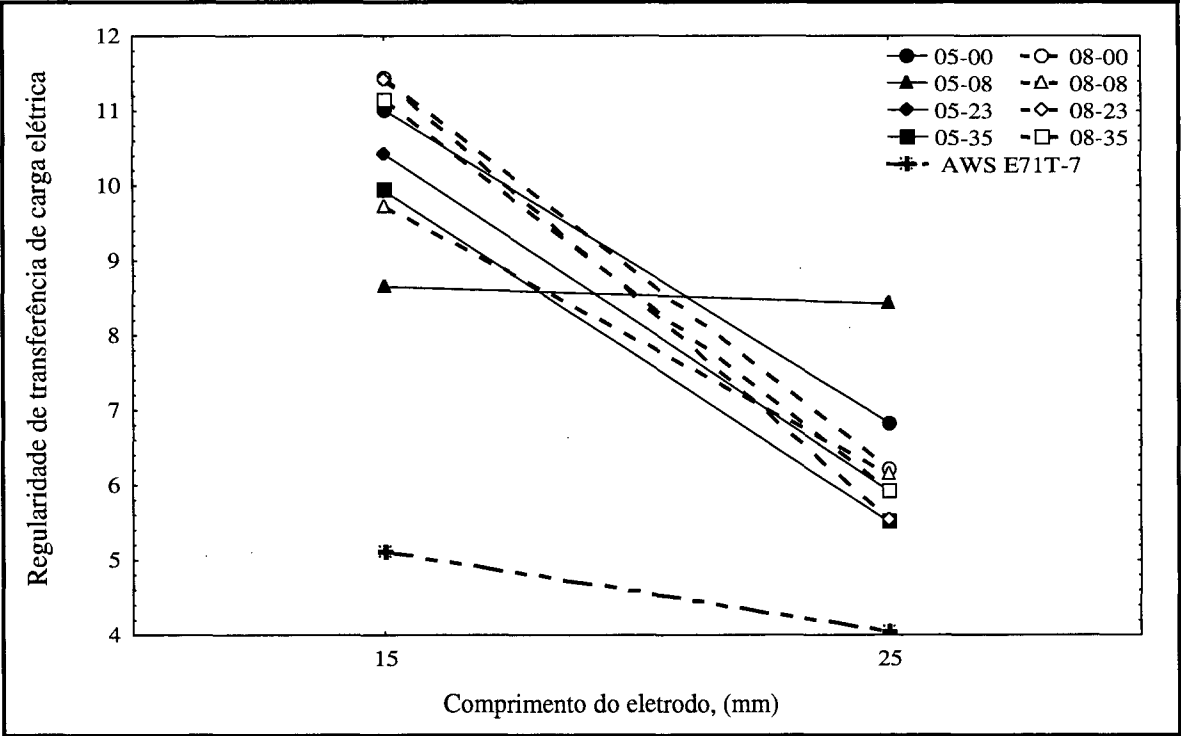


FIGURA 33 - Efeito do comprimento do eletrodo sobre $I/\sigma I$, para os diversos arames ensaiados. Corrente 300 A.

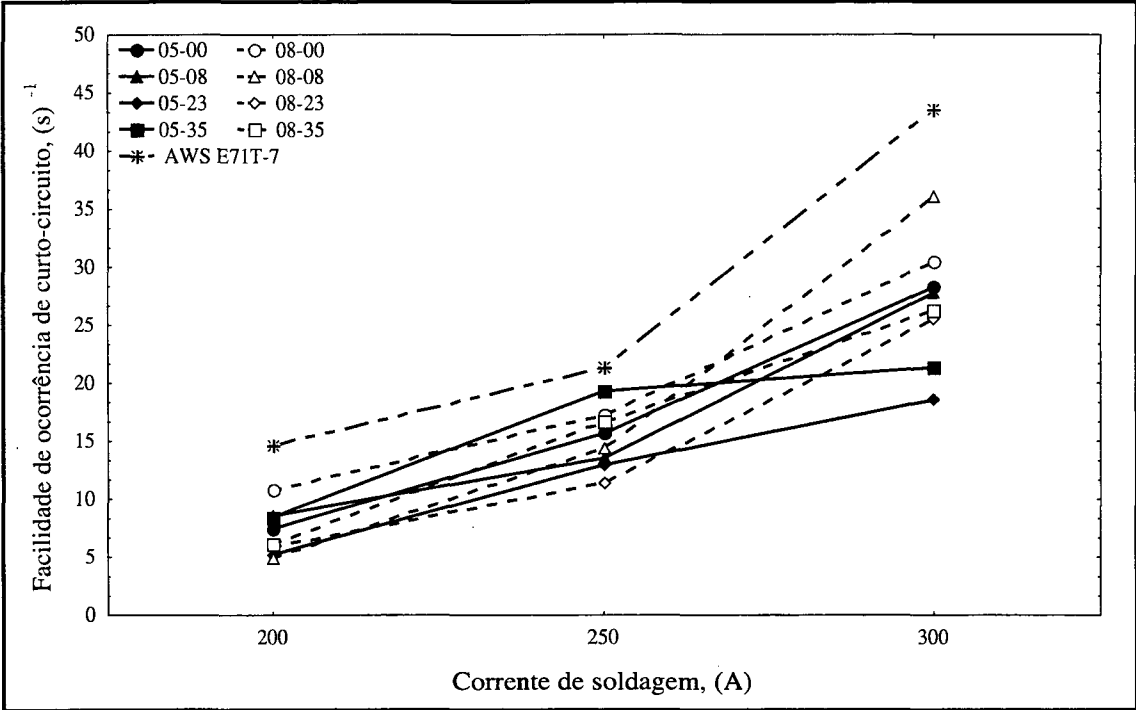


FIGURA 34 - Efeito da corrente de soldagem sobre Fcc para os diversos arames ensaiados. comprimento do eletrodo 15 mm.

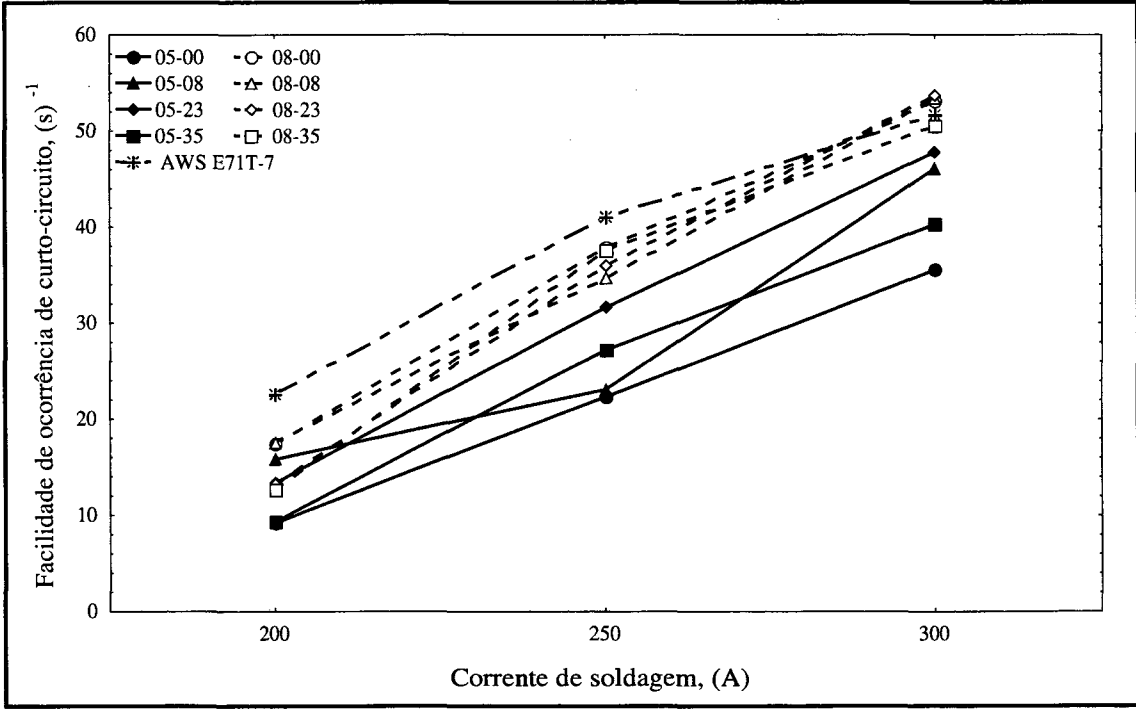


FIGURA 35 - Efeito da corrente de soldagem sobre Fcc para os diversos arames ensaiados. comprimento do eletrodo 25 mm.

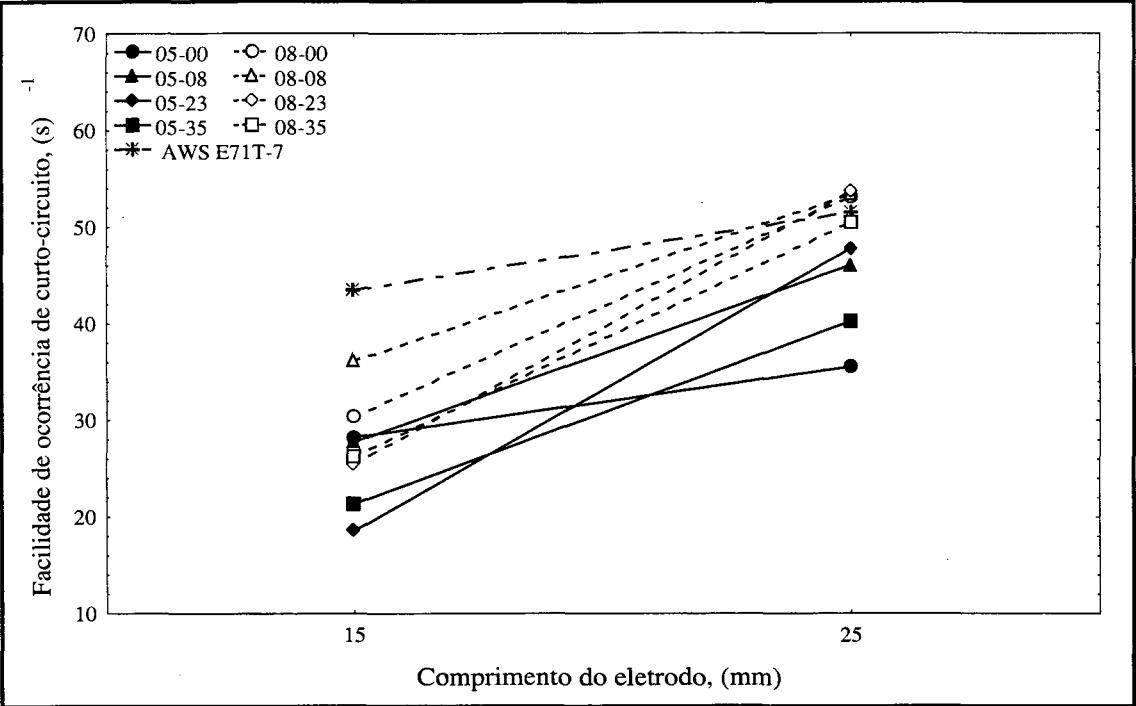


FIGURA 36 - Efeito do comprimento do eletrodo sobre Fcc para os diversos arames ensaiados. Corrente 300 A.

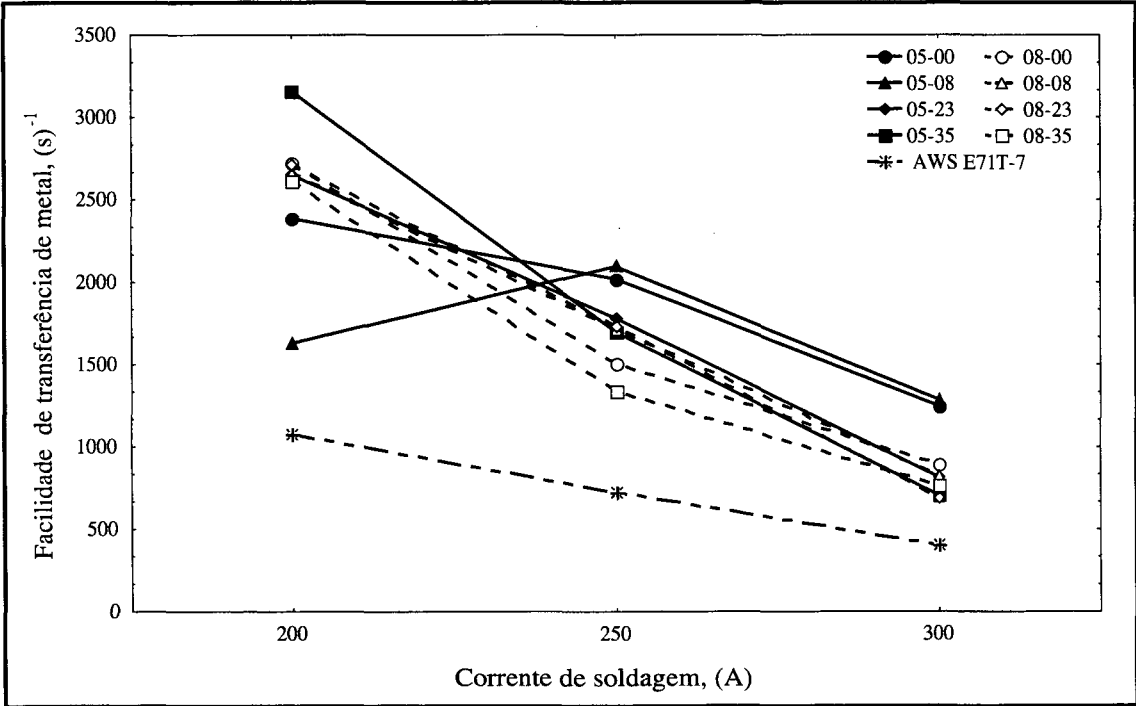


FIGURA 37 - Efeito da corrente de soldagem sobre *F_{tm} para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 25 mm. * baseados na hipótese de 1,5 ms.

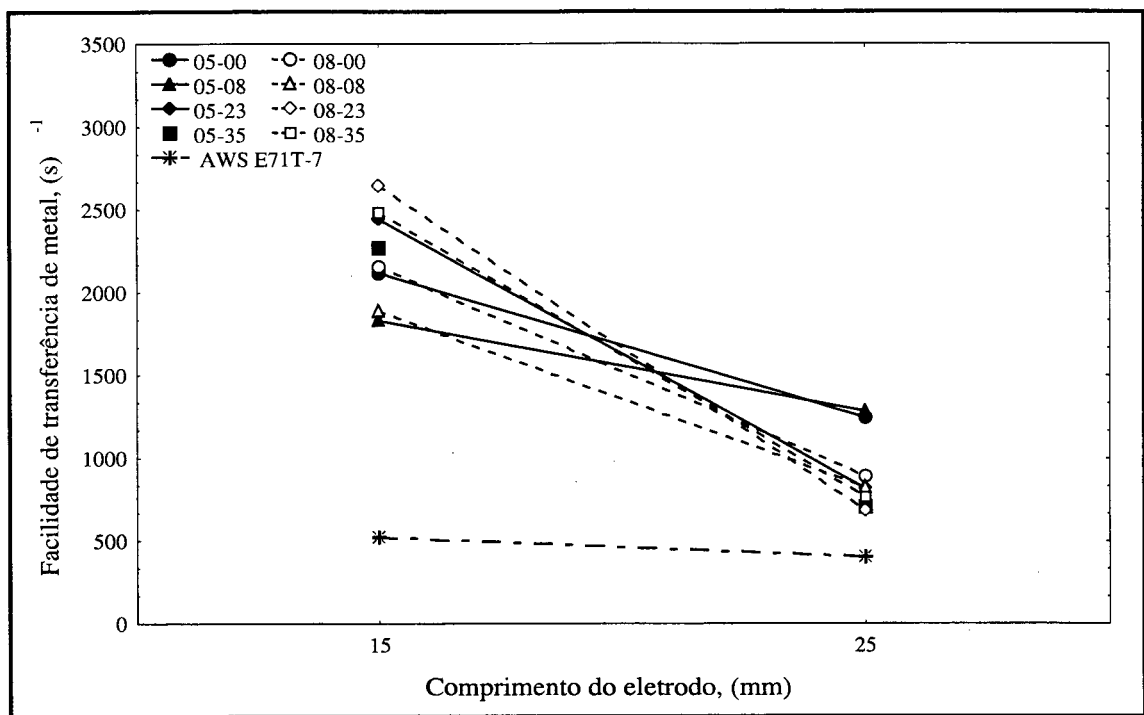


FIGURA 38 - Efeito do comprimento do eletrodo sobre *F_{tm} para os diversos arames ensaiados. Corrente 300 A. (*) baseados na hipótese de 1,5 ms.

6.2 ESTUDO DAS CARACTERÍSTICAS ECONÔMICAS

6.2.1 CARACTERÍSTICAS ECONÔMICAS PARA O ARAME COMERCIAL

O resultado do estudo das características econômicas do arame comercial está representado na Tabela 17. Na Tabela 18 representa-se a ANOVA relativa a este resultado. Os dados destas Tabelas indicam que o consumo e a produção foram afetados pela corrente e pelo comprimento do eletrodo. O rendimento foi afetado apenas pela corrente, no comprimento do eletrodo de 15 mm e pelo comprimento do eletrodo, na corrente de 250 A.

As Figuras 39-41 ilustram o comportamento destes resultados. Pelas Figuras 39 e 40, nota-se que o incremento da corrente ou do comprimento do eletrodo aumentou o consumo e a produção. Na Figura 41 mostra-se que o rendimento para o comprimento do eletrodo de 15 mm, cresceu com o aumento da corrente até 250 A. Já o aumento do comprimento do eletrodo na corrente de 250 A, produziu um efeito contrário, ou seja, reduziu o rendimento de deposição. Por esta Figura, vê-se que o menor rendimento, cerca de 74 %, ocorreu em 200 A para os dois níveis de comprimento do eletrodo e, em 250 A, para o comprimento do eletrodo de 25 mm. O

rendimento máximo, cerca de 82%, ocorreu para o comprimento do eletrodo de 15 mm em 250 e em 300 A. Percebe-se que o efeito do comprimento do eletrodo foi mais acentuado sobre o consumo do que sobre a produção. Esta diferença pode estar relacionada com a maior produção de gás que ocorre com o aumento do comprimento do eletrodo, a qual intensifica o efeito colchão e aumenta a salpicagem. Isto contribui com a tendência de redução do rendimento. No entanto, esta tendência depende do tipo de transferência metálica, que por sua vez, também depende da intensidade de corrente.

TABELA 17 - Dados econômicos. Arame AWS E 71T-7; Ø 2,0 mm.

Comp. Eletrodo (mm)	Corrente (A)	Características econômicas		
		Consumo (kg/h)	Produção (kg/h)	Rendimento (%)
15	200	2,20	1,65	74,7
	250	2,80	2,30	82,2
	300	3,90	3,20	82,0
25	200	2,50	1,86	74,4
	250	3,90	2,90	74,2
	300	5,00	3,90	78,0

TABELA 18 - Resultado da ANOVA. Dados das características econômicas. Arame AWS E 71T-7; Ø 2,0 mm.

Variável dependente	Efeito da corrente		Efeito do comp. do eletrodo		
	Comp. do eletrodo		Corrente		
	15 mm	25 mm	200 A	250 A	300 A
Consumo	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Produção	0,00	0,00	0,47	0,14	0,02
Rendimento	0,18	5,80	79,95	0,09	17,20

Obs: Nível de significância, α, em %.

Os dados do consumo obtidos experimentalmente podem ainda ser confrontados com dados de consumo calculados através da equação 32. De acordo com a literatura técnica [114, 115], esta relação avalia com uma boa aproximação o consumo para arames maciços utilizados nas soldagens MIG/MAG e arco submerso.

$$TC = \alpha \cdot I + \beta \cdot S \cdot I^2$$

(32)

onde:

TC é o consumo do arame , em kg/h

I é a corrente de soldagem, em A
S é o comprimento do eletrodo, em m
 α e β são constantes relacionadas com o calor gerado no arco voltaico e no comprimento do eletrodo, respectivamente, em $\text{kg.h}^{-1}.\text{A}^{-1}$ e em $\text{kg.h}^{-1}.\text{m}^{-1}.\text{A}^{-2}$.

Para o arame tubular comercial de referência da classe AWS E71T-7, sob as condições de soldagem utilizadas neste trabalho, obteve-se, a partir dos dados da tabela 17, $\alpha=5,58.10^{-3}\text{kg.h}^{-1}.\text{A}^{-1}$ e $\beta=1,50.10^{-3}\text{kg.h}^{-1}.\text{m}^{-1}.\text{A}^{-2}$. Neste caso, para o comprimento do eletrodo de 15 mm o consumo calculado em kg/h, foi de 2,02 em 200 A, de 2,80 em 250 A e de 3,70 em 300 A. Para o comprimento do eletrodo de 25 mm os valores foram de 2,62 em 200 A, de 3,75 em 250 A e de 5,04 em 300 A. Percebe-se que estes valores são muito próximos daqueles obtidos experimentalmente (Tabela 17). Pode-se, então, considerar relação $\text{TC}=\alpha.I+ \beta.S.I^2$, válida para este arame tubular comercial.

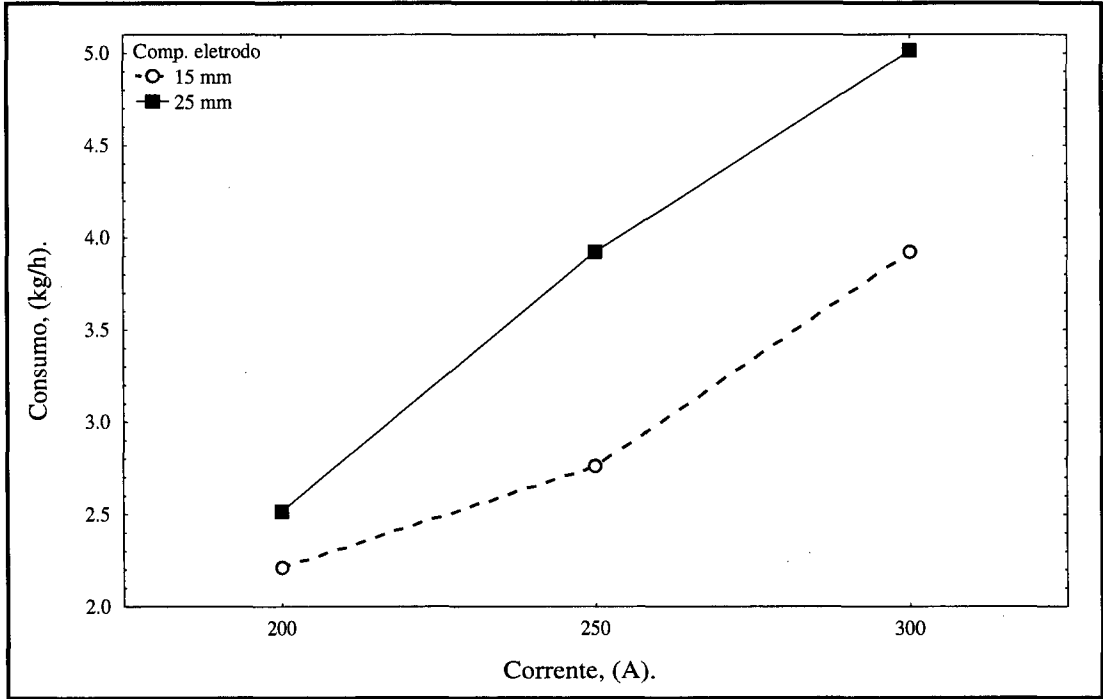


FIGURA 39 - Efeito da corrente sobre o consumo, para os dois níveis de comprimento do eletrodo. Arame AWS E 71T-7; Ø 2,0 mm.

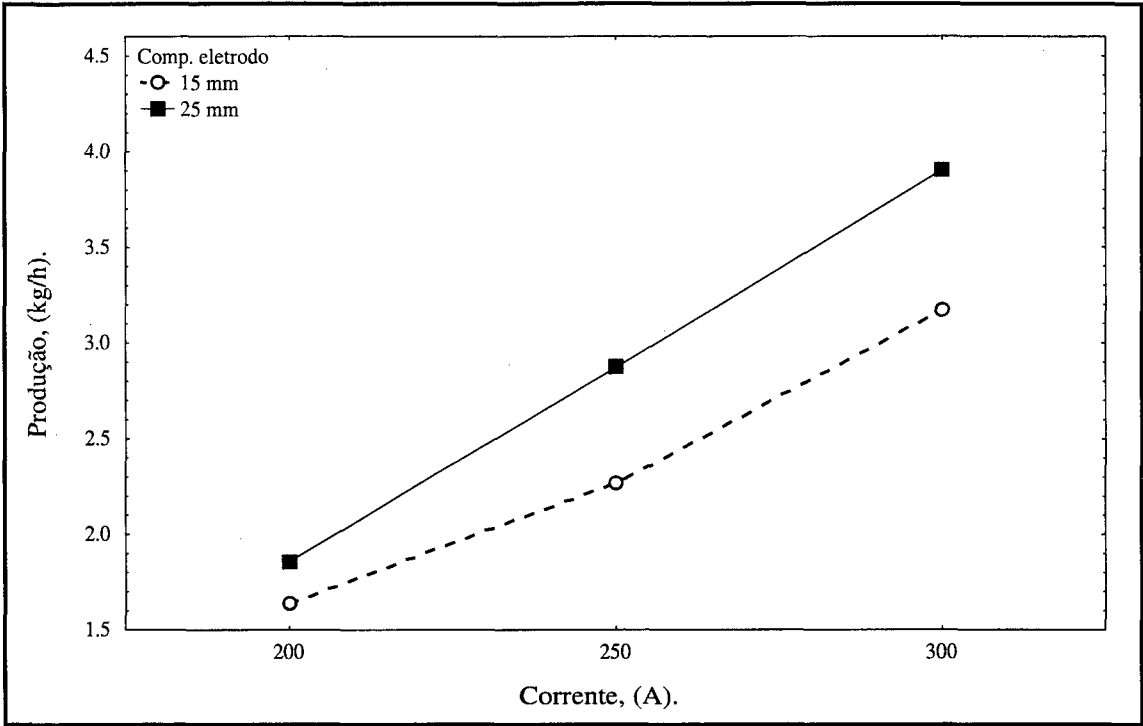


FIGURA 40 - Efeito da corrente sobre a produção, para os dois níveis de comprimento do eletrodo. Arame AWS E 71T-7; Ø 2,0 mm.

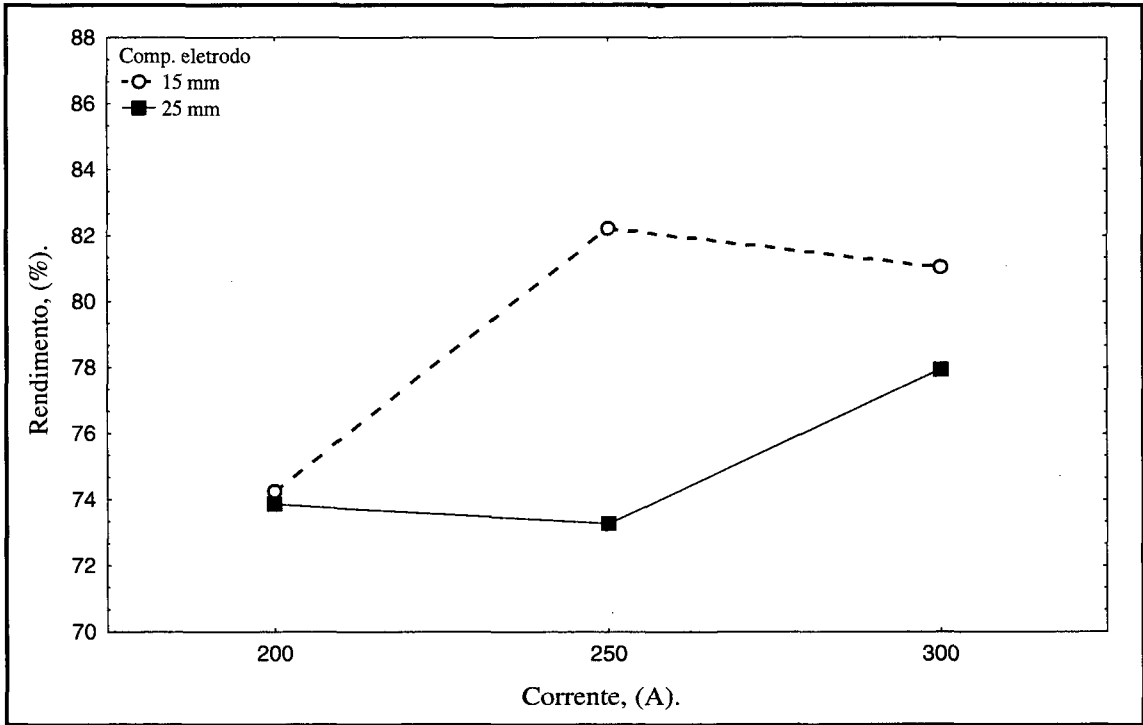


FIGURA 41 - Efeito da corrente sobre o rendimento, para os dois níveis de comprimento do eletrodo. Arame AWS E 71T-7; Ø 2,0 mm.

6.2.2 CARACTERÍSTICAS ECONÔMICAS PARA OS ARAMES EXPERIMENTAIS

A Tabela 19 apresenta os dados das características econômicas, consumo (C), produção (P) e rendimento (R) para os arames experimentais. As Tabelas 20 e 21, mostram os dados da ANOVA referentes a estes ensaios. De acordo com a Tabela 20, para o comprimento do eletrodo de 15 mm o tipo de arame (Teores de Mn e de Ni) afetou o consumo em 250 e em 300 A e o rendimento em 200 e em 250 A. Já para o comprimento do eletrodo de 25 mm, o tipo de arame afetou todas as características econômicas, ou seja, o consumo, a produção e o rendimento nos três níveis de corrente de soldagem.

Com relação ao efeito dos parâmetros de soldagem, a Tabela 21 mostra que a corrente e comprimento do eletrodo afetaram significativamente o consumo e a produção para a maioria dos arames experimentais. Pode-se perceber ainda, que para o níveis de significância adotado neste trabalho, $\alpha = 1,0 \%$, não houve um efeito considerável do comprimento do eletrodo sobre a produção em 200 A para o arame 05-35, em 250 A para os arames 05-08, 05-35 e 08-35, ou em 300 A para os arames 05-00 e 05-35. O exame da Tabela 21, mostra também que o rendimento foi afetado pela corrente de soldagem para o arame 05-23 nos dois níveis de comprimento do eletrodo, e para os arames 05-08 e 08-00, respectivamente, em 25 e de 15 mm. O comprimento do eletrodo praticamente não afetou o rendimento para a maioria dos arames.

As Figuras 42-45, ilustram o comportamento das características econômicas para os diversos arames ensaiados (comercial e experimentais). As Figuras 42 e 43, mostram o efeito da corrente de soldagem sobre o consumo, respectivamente, para os comprimento do eletrodo de 15 mm e de 25 mm. A Figura 44, ilustra o efeito da corrente sobre a produção para o comprimento do eletrodo de 25 mm. Por estas Figuras, percebe-se que o aumento da corrente aumenta o consumo e a produção dos diversos arames. Já a Figura 45, mostra o efeito do comprimento do eletrodo sobre a produção, para a corrente de 250 A. Este caso mostra que o aumento do comprimento do eletrodo tendeu a aumentar a produção.

A análise das características econômicas permite indicar que os melhores desempenhos foram dos arames 05-23, 08-00, 08-08 e 08-23. No comprimento do eletrodo de 15 mm, os maiores rendimentos foram de 87% para o arame 08-08 (250 A), de 88 % para os arames 08-00 e 08-08 (300 A) e para o arame 05-23 nos três níveis de corrente. No comprimento do eletrodo de 25 mm, os maiores rendimentos foram de 87%, para o arame 05-23 (250 A), de 88 %

para os arames 08-08 (300 A) e 08-23 (200 A, 250 A) e de 89% para os arames 05-23 e 08-23 (300 A).

De uma forma geral, os arames experimentais apresentaram um excelente desempenho econômico superando na maioria dos casos analisados o arame comercial de referência. Finalmente, os dados da Tabela 22 mostram os coeficientes α e β , além do correspondente consumo teórico para os arames experimentais calculado pela expressão 32. Percebe-se que este valores do consumo são muito próximos do valores obtidos nos ensaios experimentais (Tabela 19). Como para o arame de referência, sob as condições de soldagem estabelecidas neste trabalho, pode-se também considerar válida a relação $TC = \alpha.I + \beta.S.I^2$ para o cálculo do consumo dos arames experimentais.

TABELA 19 - Dados das características econômicas.

Tipo de arame	Corrente (A)	Consumo (kg)		Produção (kg)		Rendimento (%)	
		Comp. do eletrodo 15mm	25mm	Comp. do eletrodo 15mm	25mm	Comp. do eletrodo 15mm	25mm
05-00	200	1,96	2,44	1,54	1,81	78,8	74,2
05-08		1,93	2,22	1,51	1,74	78,2	78,2
05-23		2,04	2,37	1,54	1,88	75,6	79,3
05-35		2,21	2,33	1,77	1,85	79,9	80,0
08-00		2,11	2,41	1,59	1,98	75,3	82,4
08-08		1,95	2,45	1,61	2,05	82,8	83,5
08-23		1,87	2,22	1,64	1,95	87,8	87,9
08-35		1,99	2,44	1,63	2,00	81,9	81,8
05-00	250	2,94	3,44	2,40	2,73	81,5	79,4
05-08		2,99	3,17	2,35	2,55	78,6	80,6
05-23		2,96	3,44	2,33	2,98	79,0	86,6
05-35		3,01	3,46	2,48	2,85	83,0	82,3
08-00		2,99	3,49	2,55	2,93	85,3	84,0
08-08		2,84	3,52	2,47	3,00	87,1	85,9
08-23		2,81	3,40	2,47	2,98	87,7	87,7
08-35		3,04	3,67	2,56	2,95	84,0	82,0
05-00	300	3,84	4,58	3,29	3,75	85,5	81,8
05-08		3,92	4,39	3,31	3,77	84,5	85,8
05-23		3,93	4,55	3,33	4,03	84,7	88,7
05-35		4,05	4,97	3,47	4,30	85,6	77,3
08-00		3,86	4,83	3,40	4,17	87,9	86,4
08-08		3,86	4,74	3,40	4,18	88,2	88,2
08-23		3,70	4,75	3,28	4,22	88,5	88,8
08-35		4,05	5,14	3,43	4,26	84,7	82,7

TABELA 20 - ANOVA. Dados econômicos. Tipo de arame.

Variável dependente	Efeito do tipo de arame					
	Comp. do eletrodo 15 mm			Comp. do eletrodo 25 mm		
	200 A	250 A	300 A	200 ^A	250 ^A	300 ^A
Consumo	2,21	0,09	0,02	0,00	0,00	0,00
Produção	7,44	9,13	10,17	0,03	0,59	0,00
Rendimento	0,01	0,90	12,28	0,00	0,04	0,01

Obs: Nível de significância, α , em %.

TABELA 21 - ANOVA. Dados econômicos. Parâmetros de soldagem.

Tipo de arame	Variável dependente	Variável independente				
		Efeito da corrente		Efeito do comp. do eletrodo		
		Comp. do eletrodo		Corrente		
		15mm	25mm	200A	250A	300A
05-00	Consumo	0,00	0,00	0,00	0,00	0,03
	Produção	0,00	0,00	0,08	0,16	2,78
	Rendimento	1,79	23,76	2,31	18,01	28,40
05-08	Consumo	0,00	0,00	0,03	1,51	0,19
	Produção	0,00	0,00	0,17	23,11	0,58
	Rendimento	27,30	0,38	95,52	67,56	65,45
05-23	Consumo	0,00	0,00	0,33	0,06	0,00
	Produção	0,00	0,00	0,40	0,01	0,07
	Rendimento	0,80	0,02	2,65	0,53	10,18
05-35	Consumo	0,01	0,00	52,97	0,71	0,25
	Produção	0,00	0,00	54,91	1,58	10,02
	Rendimento	3,48	2,25	98,80	81,80	0,21
08-00	Consumo	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
	Produção	0,00	0,00	0,09	0,01	0,00
	Rendimento	0,01	5,75	2,26	12,09	7,04
08-08	Consumo	0,00	0,00	0,06	0,01	0,00
	Produção	0,00	0,00	0,31	0,00	0,00
	Rendimento	5,28	1,20	75,54	12,66	92,49
08-23	Consumo	0,00	0,00	0,01	0,00	0,00
	Produção	0,00	0,00	0,43	0,05	0,04
	Rendimento	74,92	83,71	94,22	98,67	87,85
08-35	Consumo	0,00	0,00	0,00	0,09	0,00
	Produção	0,00	0,00	0,09	10,51	0,00
	Rendimento	17,75	86,40	96,09	35,21	3,89

Obs: Nível de significância, α , em %.

TABELA 22 - Consumo teórico para os arames experimentais. Valores calculados pela relação $TC = \alpha.I + \beta.S.I^2$ (kg/h).

Tipo de arame	Coeficiente $\times 10^{-3}$		Consumo (kg/h)					
			200 A		250 A		300 A	
	α	β	15 mm	25 mm	15 mm	25 mm	15 mm	25 mm
05-00	4,93	1,60	1,95	2,59	2,73	3,73	3,64	5,08
05-08	3,44	1,84	1,80	2,53	2,58	3,73	3,52	5,17
05-23	4,82	1,62	1,94	2,58	2,72	3,73	3,63	5,07
05-35	3,99	1,80	1,93	2,68	2,76	3,94	3,74	5,43
08-00	4,94	1,58	1,94	2,57	2,72	3,71	3,62	5,04
08-08	4,33	1,75	1,92	2,72	2,72	3,82	3,66	5,24
08-23	2,50	1,94	1,66	2,44	2,44	3,66	3,67	5,52
08-35	2,60	2,16	1,82	2,68	2,68	4,02	3,70	5,64

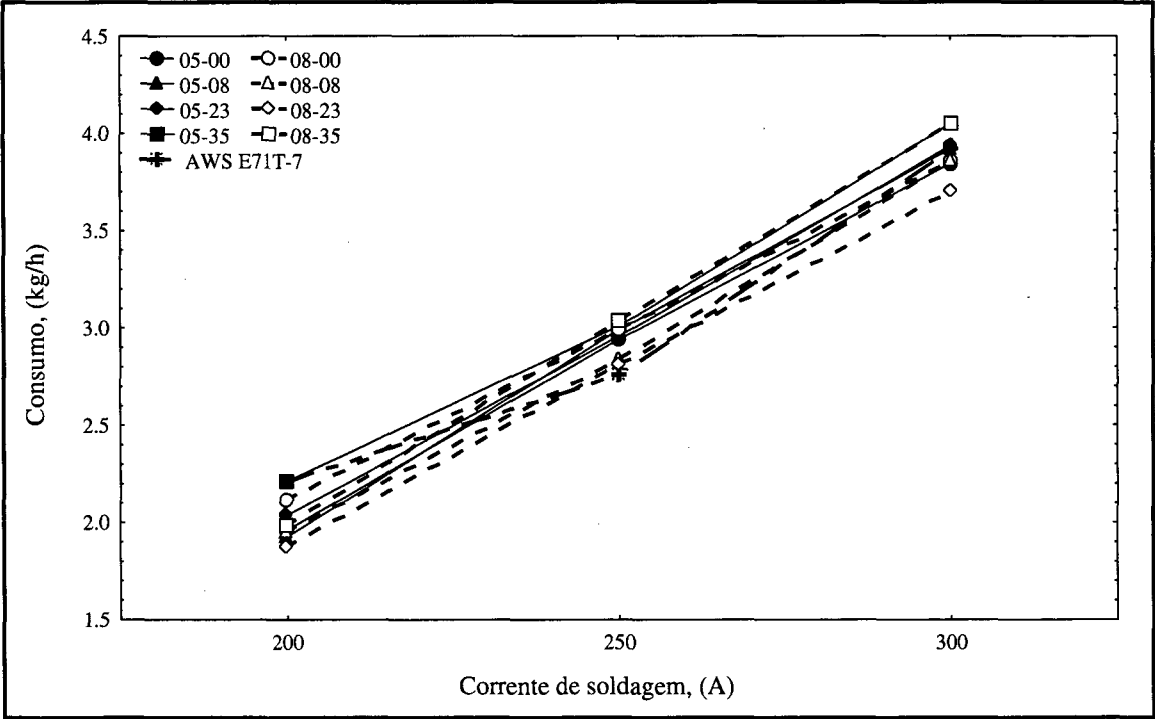


FIGURA 42 - Efeito da corrente de soldagem sobre o consumo para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 15 mm.

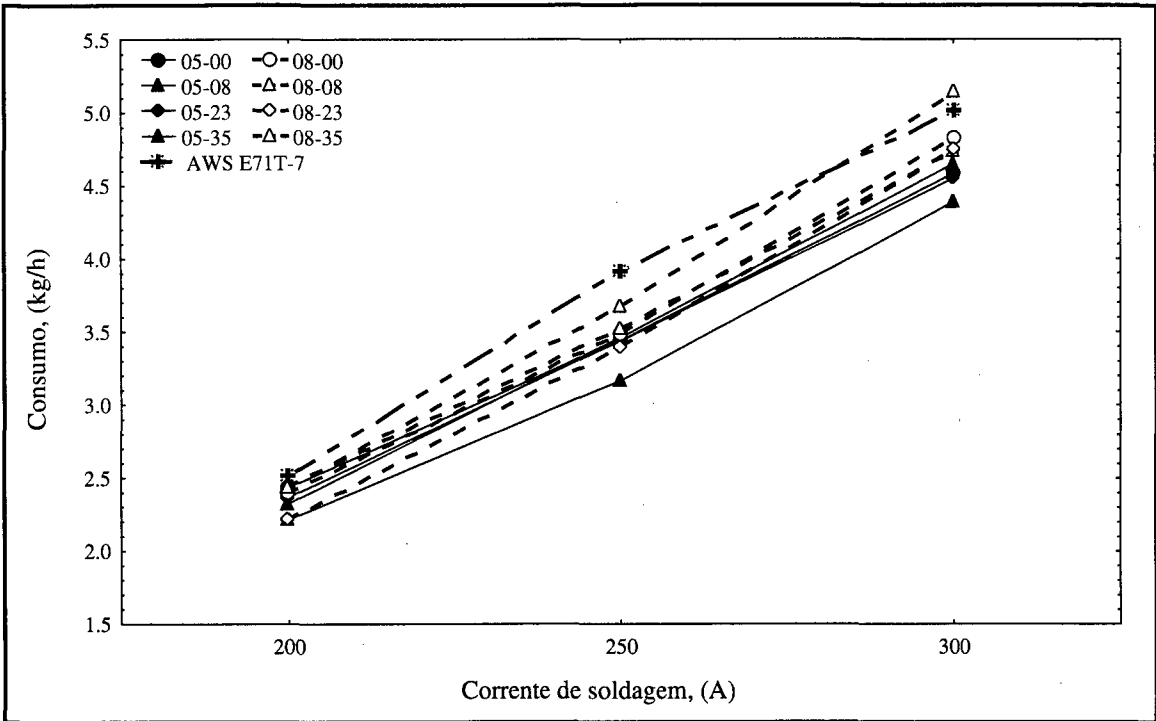


FIGURA 43 - Efeito da corrente de soldagem sobre o consumo para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 25 mm.

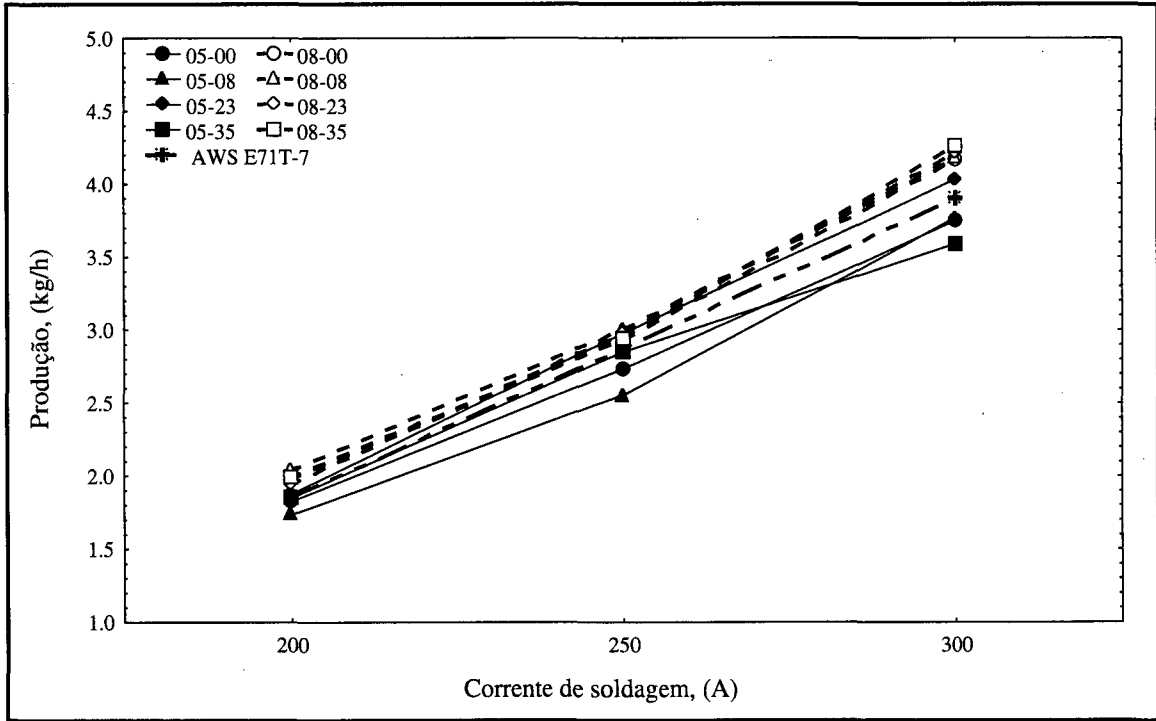


FIGURA 44 - Efeito da corrente de soldagem sobre produção para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 25 mm.

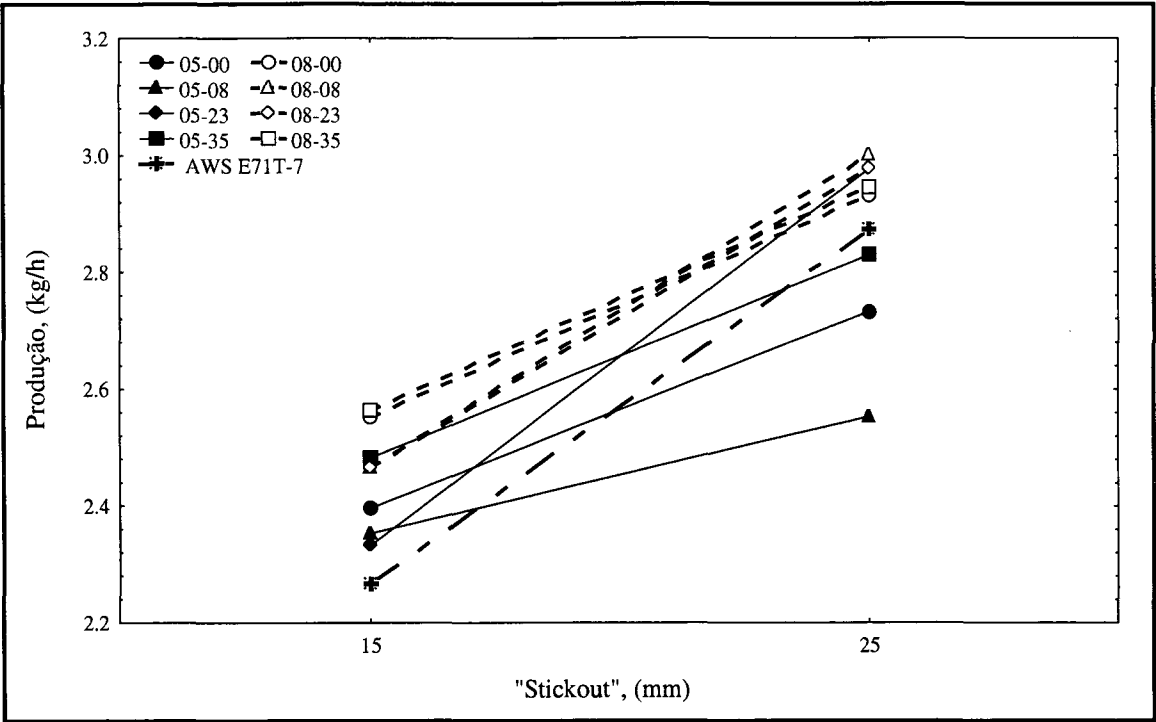


FIGURA 45 - Efeito do comprimento do eletrodo sobre produção para os diversos arames ensaiados. Corrente 250 A.

6.3 ESTUDO DAS CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS

6.3.1 CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS PARA O ARAME COMERCIAL

O resultado das características geométricas do metal depositado pelo arame comercial de referência é apresentado na Tabela 23. Na Tabela 24 indica-se o resultado da ANOVA correspondente a este ensaio. Os dados destas Tabelas, em seus valores médios, referem-se aos efeitos do comprimento do eletrodo e da corrente de soldagem sobre a largura, Bm, sobre o reforço, Rm, e sobre a penetração, Pm, no metal de solda. Percebe-se que a corrente de soldagem exerceu influência marcante sobre a geometria da solda. Apenas a largura, para o comprimento do eletrodo de 25 mm, não foi afetada pela corrente de soldagem. Ao contrário, o comprimento do eletrodo não exerceu um efeito significativo sobre as características geométricas da solda. Apenas a penetração, para a corrente de 300 A, foi afetada pelo comprimento do eletrodo. Estes resultados são ilustrados pelas Figuras 46, 47 e 48.

A Figura 46 mostra que, para o comprimento do eletrodo de 15 mm, o aumento da corrente aumentou a largura da solda. No entanto, este efeito não foi verificado para o

comprimento do eletrodo de 25 mm em correntes superiores a 250 A. Esta Figura indica que, para a corrente de 300 A, a largura do cordão variou em função do comprimento do eletrodo. Entretanto, para o nível de significância ($\alpha=1,0\%$) adotado neste trabalho, o resultado da Tabela 24 indica que neste caso não houve um efeito significativo do comprimento do eletrodo ($\alpha=3,54\%$) sobre a largura. Neste sentido, a tendência de redução da largura, indicada na Figura 46, pode decorrer do elevado desvio padrão verificado para a média entre as três repetições do ensaio. Pelas Figuras 47 e 48 vê-se, para os dois níveis de comprimento do eletrodo, que o aumento da corrente aumentou o reforço e a penetração. Já o aumento do comprimento do eletrodo aumentou o reforço e reduziu a penetração.

Pelo exposto, considera-se que existe uma relação entre a corrente de soldagem e a produção com a geometria da solda. Percebe-se, pelos dados apresentados, que o aumento da corrente que resultou no aumento da produção (Figura 44), aumentou também o reforço, a penetração e a largura da solda. Já o efeito do comprimento do eletrodo, que foi bastante significativo sobre a produção, não afetou consideravelmente a geometria da solda. Isto pode estar relacionado a dois aspectos. Primeiro, a corrente pode ser o fator determinante da geometria da solda. Segundo, os erros de medição, principalmente nos valores do reforço e da penetração, podem ter contribuído para o aumento do desvio padrão das médias resultando em elevados valores de α (acima de $1,0\%$).

TABELA 23 - Dados da geometria. Arame AWS E 71T-7; Ø 2,0 mm.

Comp. do eletrodo (mm)	Corrente (A)	Característica geométrica (mm)		
		Largura	Reforço	Penetração
15	200	10,6	2,3	2,1
	250	11,7	2,8	2,7
	300	12,9	3,9	3,6
25	200	10,6	2,8	1,7
	250	11,4	3,6	2,3
	300	10,7	4,8	2,5

TABELA 24 - ANOVA. Características geométricas. Arame AWS E71T-7; Ø 2,0 mm.

Variável dependente	Efeito da corrente		Efeito do comp. do eletrodo		
	Comp. do eletrodo		Corrente		
	15 mm	25 mm	200 A	250 A	300 A
Largura	0,06	40,66	78,18	35,95	3,54
Reforço	0,11	0,00	4,31	1,04	1,30
Penetração	0,01	0,60	6,26	7,20	0,10

Obs: Nível de significância, α , em %.

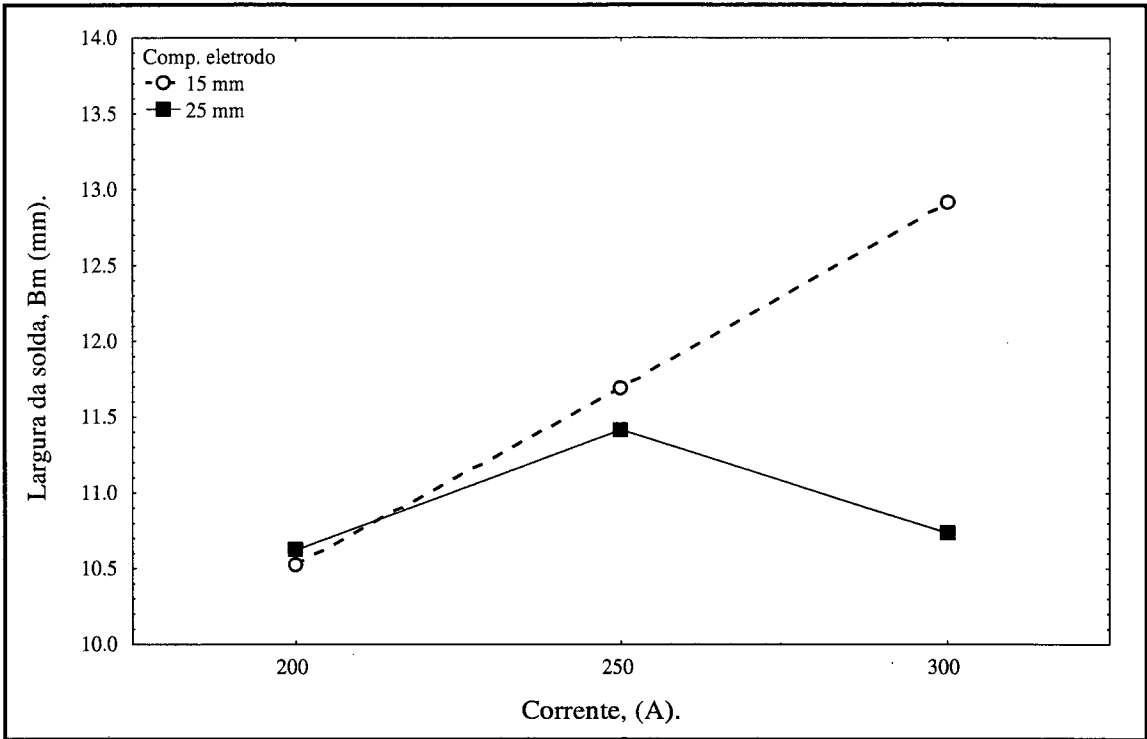


FIGURA 46 - Efeito da corrente sobre a largura, para os dois níveis de comprimento do eletrodo. Arame AWS E 71T-7; \varnothing 2,0 mm.

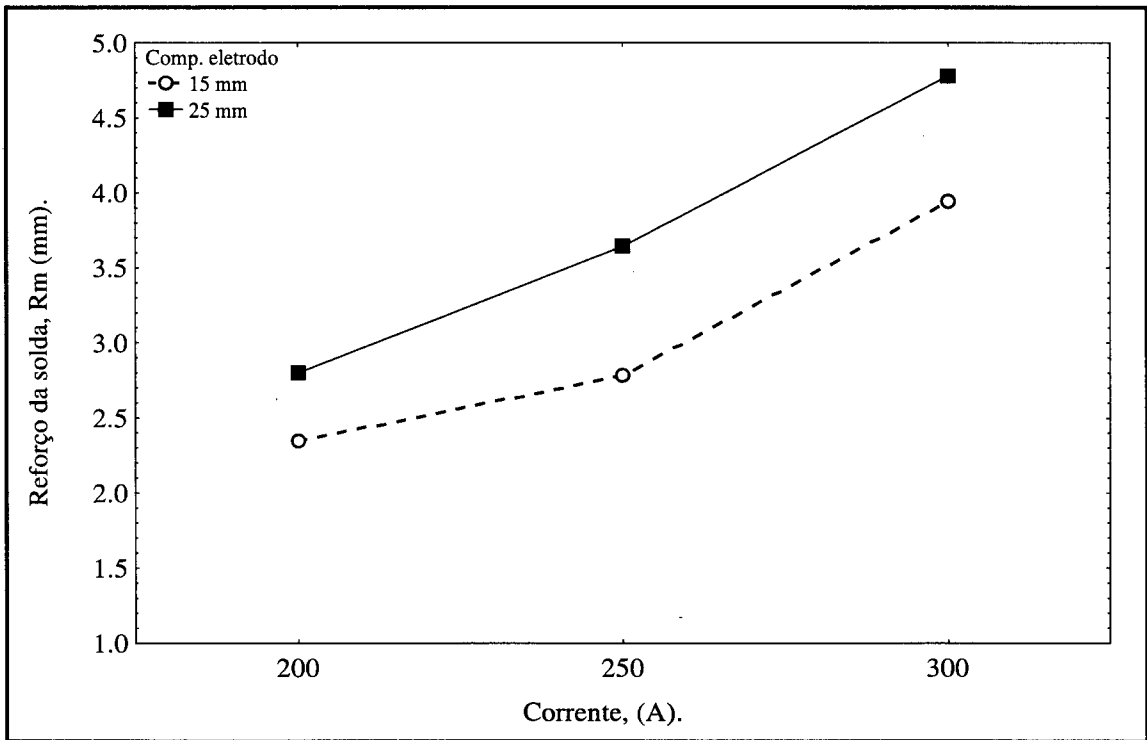


FIGURA 47 - Efeito da corrente, nos dois níveis de comprimento do eletrodo, sobre o reforço. Arame AWS E 71T-7; \varnothing 2,0 mm.

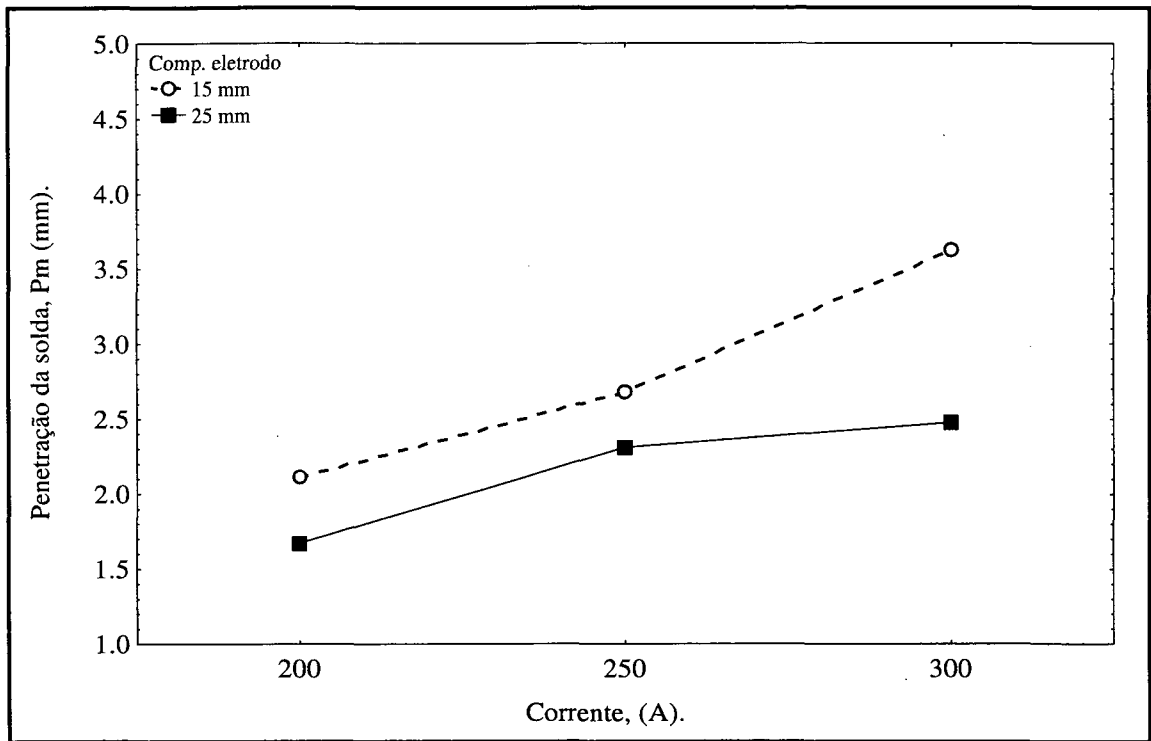


FIGURA 48 - Efeito da corrente, nos dois níveis de comprimento do eletrodo, sobre a penetração. Arame AWS E 71T-7; Ø 2,0 mm.

6.3.2 CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS PARA OS ARAMES EXPERIMENTAIS

Os resultados das características geométricas da solda, largura, **B**, reforço, **R**, penetração, **P**, área adicionada, **S**, e diluição, **D**, dos arames experimentais ensaiados são apresentados, em seus valores médios, na Tabela 25. As Tabelas 26 e 27 mostram os resultados da Análise de Variância – ANOVA, relativos a estes ensaios.

Na Tabela 26, mostra-se os efeitos dos parâmetros de soldagem sobre as características geométricas da solda. Neste caso, para a maioria dos arames experimentais, a corrente de soldagem exerceu efeitos significativos sobre a geometria da solda. Nota-se no entanto que, para o comprimento do eletrodo de 25 mm, a corrente não afetou a largura da solda para os arames 05-00, 05-35, 08-23 e 08-35, a penetração para o arame 05-00 e a diluição para os arames 05-00, 05-08, 08-00 e 08-35.

Pela tabela 26 percebe-se que o efeito do comprimento do eletrodo foi pouco significativo sobre a geometria da solda. Na corrente de 250 A ele afetou a largura, o reforço, a penetração e a diluição somente para o arame 08-00, e afetou a diluição e o reforço para os arames 05-23 e 08-08, respectivamente. Já em 300 A o efeito do comprimento do eletrodo foi

significativo sobre a largura, o reforço, a penetração e sobre a diluição para o arame 08-35, sobre o reforço para os arames 05-23, 08-08 e 08-23, sobre a penetração e a diluição para o arame 05-35 e, finalmente, sobre a largura da solda para o arame 08-00.

Na Tabela 27, indica-se o efeito do tipo de arame sobre as características geométricas da solda. Por esta Tabela percebe-se que o tipo de arame, para o “stickout” de 15 mm, afetou somente a largura da solda em 200 A e em 250 A. Já para o comprimento do eletrodo de 25 mm, o tipo de arame afetou a largura e o reforço em 200 A e em 300 A. Nesta última corrente, o tipo de arame também afetou a diluição.

TABELA 25 - Dados Geométricos.

Tipo de arame	I (A)	Largura (mm)		Reforço (mm)		Penetração (mm)		Área dep. (mm ²)		Diluição (%)	
		Comp. eletrodo		Comp. eletrodo		Comp. eletrodo		Comp. eletrodo		Comp. eletrodo	
		15mm	25mm	15mm	25mm	15mm	25mm	15mm	25mm	15mm	25mm
05-00	200	11,0	11,2	2,1	2,5	2,0	1,9	30,2	32,8	59,9	58,5
05-08		9,9	10,8	2,0	2,4	1,8	1,8	25,4	29,7	57,9	57,7
05-23		10,5	9,9	2,3	2,8	1,8	1,5	28,1	28,9	57,1	54,2
05-35		11,1	10,7	2,4	2,5	1,8	1,5	31,1	28,1	58,2	55,0
08-00		10,0	10,2	2,2	2,6	1,9	1,6	27,6	28,6	58,1	55,4
08-08		10,7	9,8	2,2	2,8	1,6	1,8	27,2	29,8	56,6	56,1
08-23		10,9	10,1	2,2	2,6	1,6	1,6	28,2	28,5	56,9	55,3
08-35		10,6	10,1	2,2	2,8	1,9	1,6	28,7	29,2	58,2	55,1
05-00	250	12,3	12,3	2,7	3,2	2,9	2,2	45,9	44,2	65,8	61,7
05-08		11,5	11,8	3,0	3,1	2,8	2,4	43,8	42,7	64,1	62,1
05-23		11,3	11,4	3,0	3,4	2,6	2,2	42,3	42,7	62,8	60,6
05-35		12,6	11,3	2,9	3,3	2,6	2,0	45,9	39,7	64,3	59,3
08-00		11,5	10,6	2,9	3,4	2,9	2,1	44,7	39,1	64,8	59,0
08-08		11,6	11,4	3,0	3,6	2,7	2,3	44,1	44,7	64,0	61,1
08-23		11,4	11,1	3,0	3,4	2,7	2,3	43,0	42,6	63,4	61,0
08-35		11,4	11,5	3,1	3,4	2,7	2,2	43,8	43,3	63,3	60,9
05-00	300	14,6	13,3	3,9	4,1	3,5	2,7	63,4	54,4	68,3	62,9
05-08		13,1	12,6	3,8	3,9	3,3	3,0	54,9	51,9	65,1	63,1
05-23		13,6	12,0	3,6	4,2	3,6	2,7	56,9	49,5	67,2	61,0
05-35		14,0	11,9	3,7	4,4	3,5	2,4	58,5	49,6	67,0	29,0
08-00		12,8	11,2	3,8	4,2	3,6	2,8	55,3	46,9	66,0	60,3
08-08		12,8	11,5	3,8	4,3	3,4	3,2	54,3	51,7	65,0	62,8
08-23		12,8	11,1	3,6	4,5	3,5	3,4	52,8	52,9	65,2	63,4
08-35		12,8	10,4	3,8	4,8	3,5	2,9	54,9	48,2	65,5	60,0

TABELA 26 - ANOVA. Dados da geometria. Parâmetros de soldagem.

Tipo de arame	Variável dependente	Efeito da corrente		Efeito do comp. do eletrodo		
		Comp. do eletrodo		Corrente		
		15 mm	25 mm	200A	250A	300A
05-00	Largura	0,04	1,49	72,64	89,75	6,55
	Reforço	0,00	0,01	0,15	2,55	29,70
	Penetração	0,19	6,97	25,95	9,32	7,13
	Área dep.	0,00	0,23	14,27	60,58	4,73
	Diluição	0,06	14,85	23,40	11,71	2,44
05-08	Largura	0,54	0,76	14,55	20,94	51,24
	Reforço	0,01	0,01	10,86	44,64	54,10
	Penetração	0,08	0,55	52,62	5,72	43,61
	Área dep.	0,09	0,04	3,90	59,40	58,78
	Diluição	0,84	1,07	76,05	10,85	43,14
05-23	Largura	0,17	0,18	17,04	91,52	4,51
	Reforço	0,08	0,00	2,89	1,13	0,50
	Penetração	0,02	0,18	23,91	2,25	1,44
	Área dep.	0,01	0,03	66,91	41,89	11,64
	Diluição	0,05	0,42	9,50	0,07	2,54
05-35	Largura	0,00	22,03	4,69	4,90	2,87
	Reforço	0,17	0,01	49,18	1,81	2,81
	Penetração	0,80	0,01	13,19	14,51	0,45
	Área dep.	0,11	0,15	29,22	9,50	13,44
	Diluição	0,91	0,00	5,58	4,63	0,00
08-00	Largura	0,01	0,03	11,95	0,83	0,31
	Reforço	0,00	0,01	0,11	0,00	4,80
	Penetração	0,02	0,46	15,57	0,67	1,57
	Área dep.	0,00	0,07	53,15	1,45	5,49
	Diluição	0,06	3,64	14,13	0,29	1,34
08-08	Largura	0,19	0,12	0,42	26,05	5,23
	Reforço	0,00	0,00	0,34	0,01	0,11
	Penetração	0,00	0,09	41,77	7,81	32,62
	Área dep.	0,00	0,00	20,50	75,29	29,83
	Diluição	0,02	0,11	63,82	5,67	4,95
08-23	Largura	0,05	2,23	0,72	50,85	5,23
	Reforço	0,00	0,01	2,60	4,81	0,11
	Penetração	0,01	0,06	79,21	21,94	32,62
	Área dep.	0,00	0,00	85,99	79,21	29,83
	Diluição	0,07	0,20	28,82	14,06	4,95
08-35	Largura	0,01	12,24	5,40	69,11	0,21
	Reforço	0,00	0,00	0,11	10,90	0,09
	Penetração	0,00	0,71	26,50	10,69	0,38
	Área dep.	0,00	0,17	73,14	88,08	2,32
	Diluição	0,00	2,84	10,91	14,22	0,02

Obs: Nível de significância, α , em %.

TABELA 27 - ANOVA. Dados da geometria. Tipo de arame.

Variável dependente	Efeito do tipo de arame					
	Comp. do eletrodo 15 mm			Comp. do eletrodo 25 mm		
	200 A	250 A	300 A	200A	250A	300A
Largura	0,49	0,43	1,17	0,19	1,70	0,05
Reforço	90,59	1,39	19,76	0,18	3,51	0,12
Penetração	97,05	74,08	78,04	37,67	77,21	1,10
Área dep.	97,36	40,85	16,71	22,35	31,36	40,14
Diluição	2,08	30,18	34,63	12,38	41,29	0,00

Obs: Nível de significância, α , em %.

As Figuras 49-53, ilustram o comportamento das características geométricas para os diversos arames ensaiados. As Figuras 49, 50, 51, 52 e 53, respectivamente, mostram, para o comprimento do eletrodo de 15 mm, o efeito da corrente de soldagem sobre a largura, o reforço, a penetração, a área depositada e sobre a diluição do metal depositado. Por estas Figuras percebe-se que o aumento da corrente aumentou estas características geométricas. A análise das Tabelas 25 e 27, revela que este comportamento também tendeu a ocorrer, porém com uma menor intensidade, para o comprimento do eletrodo de 25 mm. Por estas Figuras e pelos dados das Tabelas 23 (arame comercial) e 25 (arames experimentais), percebe-se que ocorreu uma estreita equivalência entre os valores dos respectivos parâmetros geométricos, como a largura, o reforço e a penetração da solda para diversos os arames ensaiados.

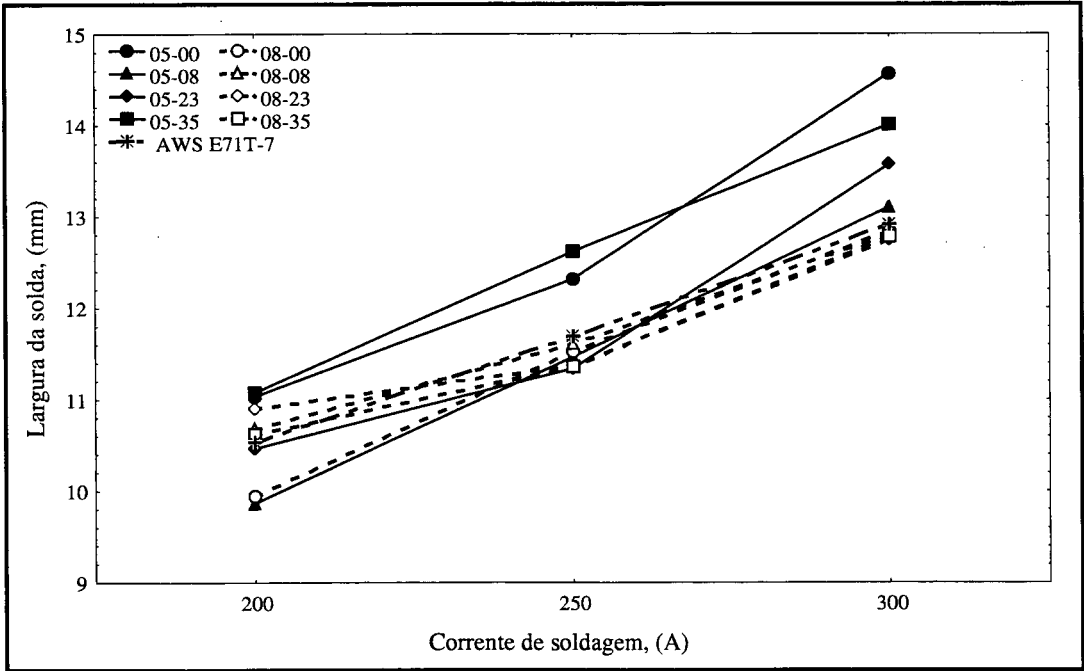


FIGURA 49 - Efeito da corrente de soldagem sobre a largura da solda, para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 15 mm.

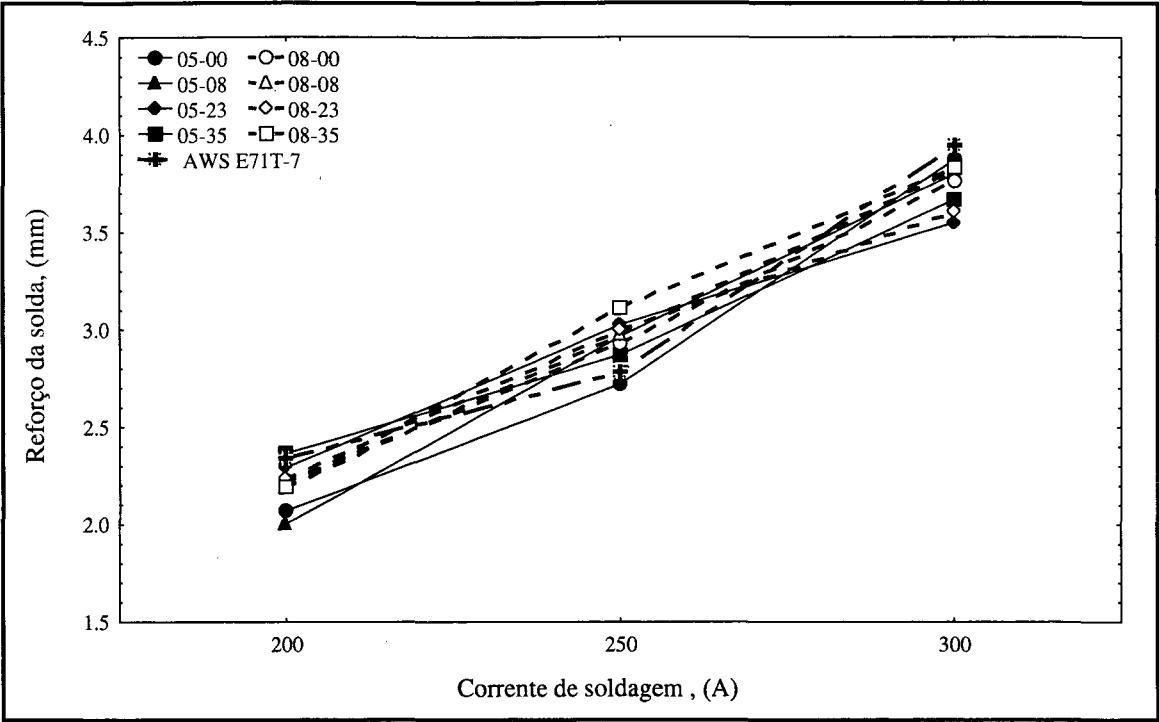


FIGURA 50 - Efeito da corrente de soldagem sobre o reforço da solda, para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 15 mm.

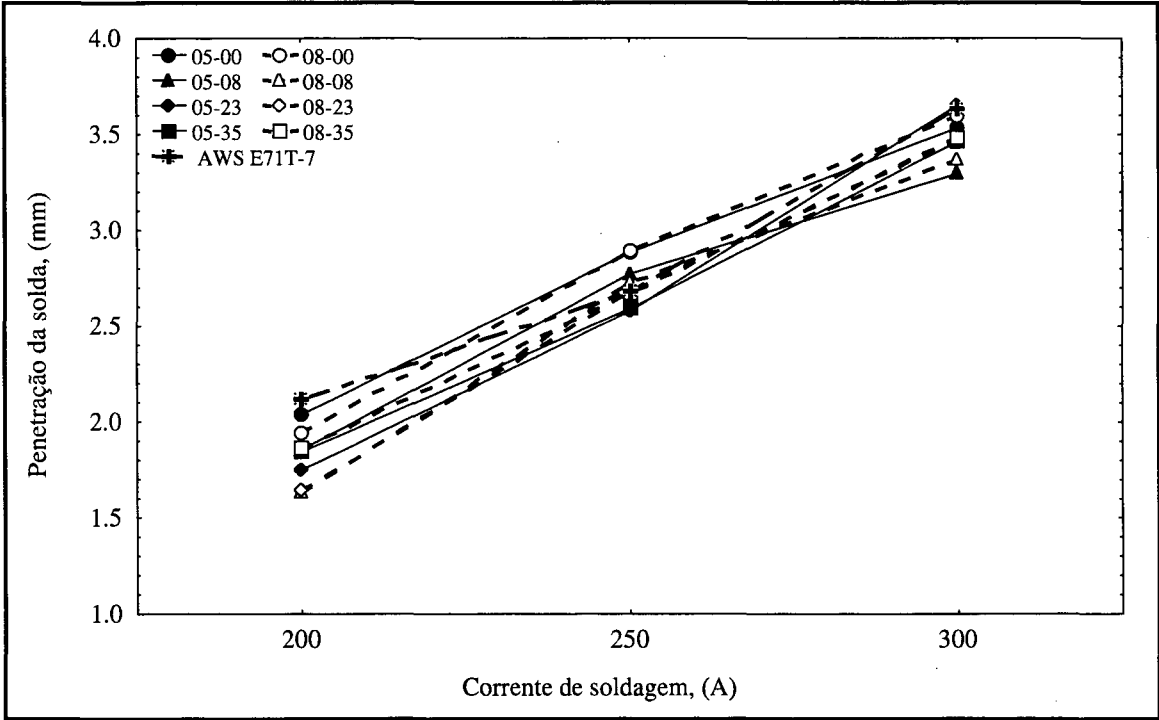


FIGURA 51 - Efeito da corrente de soldagem sobre a penetração da solda, para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 15 mm.

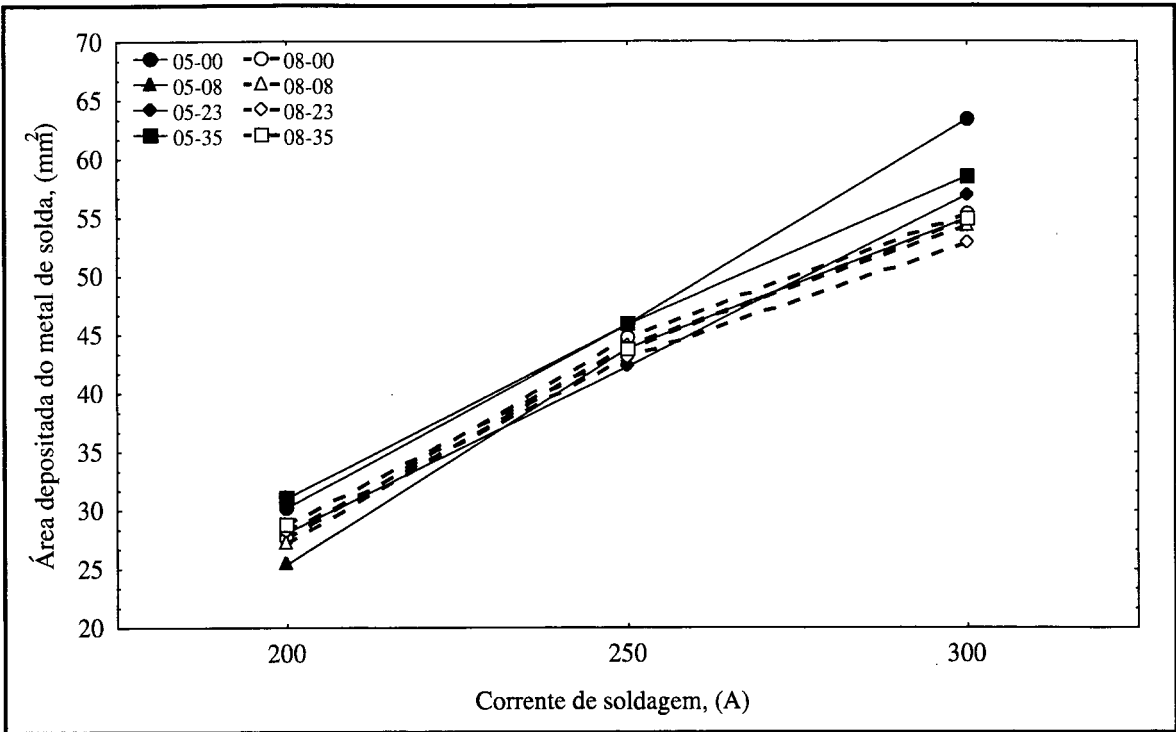


FIGURA 52 - Efeito da corrente de soldagem sobre a área depositada do metal de solda, para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 15 mm.

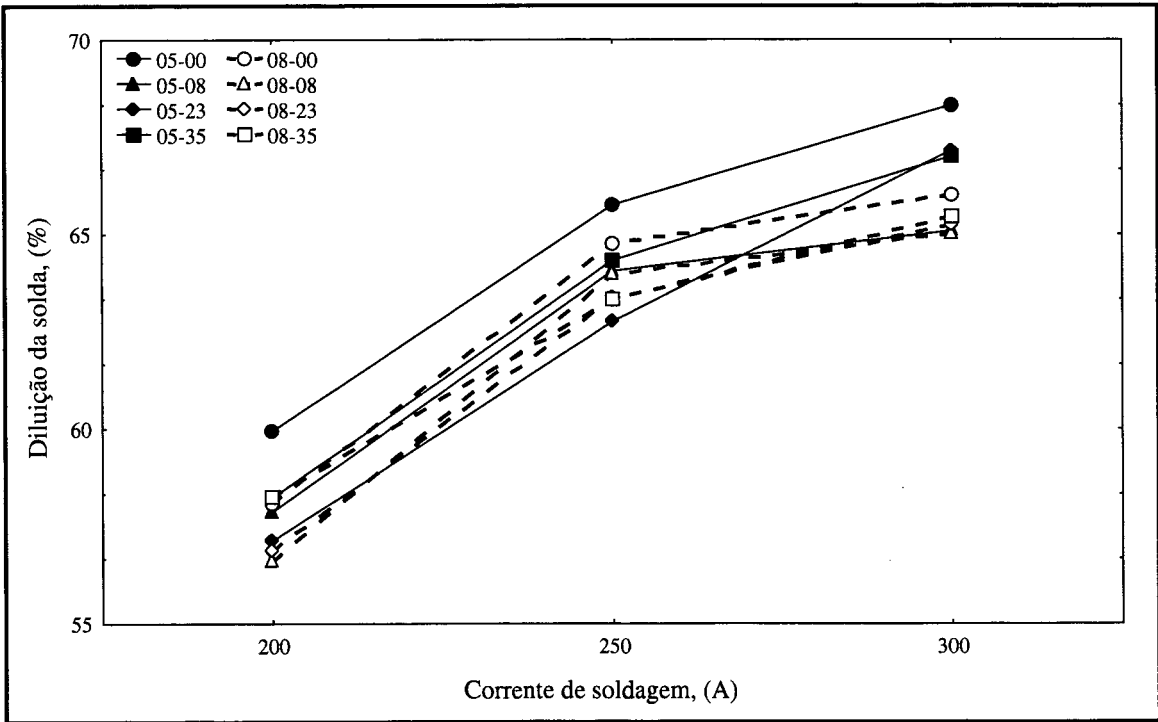


FIGURA 53 - Efeito da corrente de soldagem sobre a diluição da solda, para os diversos arames ensaiados. Comprimento do eletrodo 15 mm.

6.4 QUALIDADE DO METAL DE SOLDA

O metal depositado foi inspecionado pelos exames visual e macrográfico. A seguir apresenta-se alguns comentários sobre a qualidade das soldas envolvendo aspectos genéricos da camada de escória, da salpicagem, de trincas, de mordeduras, da incidência de porosidade etc. O padrão de especificação para a caracterização de porosidade segue o estabelecido pela norma AWS A5.29-80 [05]. A Tabela 28 traz o resumo dessa codificação.

TABELA 28 - Codificação AWS A5.29 - 80. Porosidade em soldas.

Localização	Quantidade	Tamanho
Início	Pequena	Pequena
Final	Média	Média
Dispersa	Grande	Grande

6.4.1 ARAME COMERCIAL

Na soldagem automatizada, para o comprimento do eletrodo de 15 mm, além de porosidade observou-se que o aumento da corrente tendeu a aumentar a salpicagem mas facilitou a remoção de escória e de salpicos. Para o comprimento do eletrodo de 25 mm várias soldas não apresentaram porosidade e o aumento da corrente reduziu a salpicagem.

Para 300 A verificaram-se falhas longitudinais na cobertura de escória, o que está relacionado à maior fluidez do banho de escória. Para o comprimento do eletrodo de 15 mm, estas falhas se localizaram na lateral do cordão e adjacentes à região de concordância com o metal de base, enquanto para o comprimento do eletrodo de 25 mm, as falhas na cobertura de escória ocorreram, preferencialmente, no topo da solda.

6.4.2 ARAMES EXPERIMENTAIS

Para os arames experimentais, de um modo geral, a camada de escória foi contínua e indicou uma boa proteção do metal depositado. No entanto, em 200 A, independe do comprimento do eletrodo, observou-se uma fina cobertura de escória e falhas na sua continuidade física. Estas falhas foram mais frequentes nas soldas 05-35 e geralmente ocorreram na região adjacente à concordância entre a solda e o metal de base. Com o aumento da corrente observou-se um aumento progressivo na espessura da escória. A sua destacabilidade foi fácil em todas as condições de soldagem não havendo a necessidade do uso de ferramenta mecânica.

As Tabelas 29 e 30 mostram, respectivamente para o comprimento do eletrodo de 15 e de 25 mm, o resultado da incidência de porosidade para as soldas de simples deposição. Percebe-se um efeito relevante do comprimento do eletrodo, ao contrário da corrente de soldagem ou do tipo de arame ,que não afetaram a incidência de porosidade. Nota-se pelo exame da Tabela 29, para o comprimento do eletrodo de 15 mm ocorreu porosidade em todas as condições de soldagem. Para o comprimento do eletrodo de 25 mm, Tabela 30, houve ausência de porosidade para várias soldas em diferentes condições de soldagem.

TABELA 29 - Porosidade na solda. AWS A5.29 – 80. Comp. do eletrodo 15 mm.

Tipo de arame	I (A)	Localização			Quantidade			Tamanho		
		Início	Final	Disp.	Início	Final	Disp.	Início	Final	Disp.
05-00	200	x	x		x			x		
	250			x	x			x		
	300			x		x			x	x
05-08	200	x	x		x			x		
	250			x	x			x		
	300	x	x	x	x		x		x	x
05-23	200	x	x		x			x		
	250			x	x				x	
	300			x	x			x		
05-35	200	x	x	x		x			x	
	250	x	x	x			x		x	x
	300	x	x	x			x	x	x	x
08-00	200	x	x		x			x		
	250	x	x		x			x		
	300	x	x	x	x					x
08-08	200	x	x		x					x
	250	x	x		x					x
	300	x	x	x	x					x
08-23	200	x	x		x	x		x		
	250	x	x				x			x
	300	x	x	x			x			x
08-35	200	x	x		x			x		
	250	x	x			x			x	
	300	x	x	x			x			x

Obs. (a) ausência de porosidade

Foi observado que para o comprimento do eletrodo de 15 mm, o aquecimento devido ao “efeito Joule” não conduz à uma fácil fusão do arame. Como consequência, o atraso na fusão do fluxo em relação à capa metálica pode provocar a passagem de um “lixo” de fluxo (recheio parcialmente fundido) através do arco voltaico e causar o surgimento de inclusões no

metal de solda. Provavelmente este atraso também perturbe a estabilidade do arco e aumente a incidência de porosidade, conforme indicam os dados da tabela 30.

Nestas soldas de simples deposição, não se constatou a presença de inclusões de escória. Por outro lado, o aumento exagerado da corrente de soldagem, além do limite estabelecido neste trabalho, poderia intensificar o “efeito colchão” (maior geração de gases e de fumos) e expor a gota, na ponta do arame, por um tempo mais longo ao contato com o ar atmosférico aumentando a incidência de porosidade.

TABELA 30 - Porosidade na solda. AWS A5.29 – 80. Comp. do eletrodo 25 mm.

Tipo de arame	I (A)	Localização			Quantidade			Tamanho		
		Início	Final	Disp.	Início	Final	Disp.	Início	Final	Disp.
05-00	200	a	a	a	a	a	a	a	a	a
	250	a	a	a	a	a	a	a	a	a
	300	x	x	x			x			x
05-08	200			x	x			x		
	250	a	a	a	a	a	a	a	a	a
	300	x	x	x		x				x
05-23	200	a	a	a	a	a	a	a	a	a
	250	a	a	a	a	a	a	a	a	a
	300	a	a	a	a	a	a	a	a	a
05-35	200	x	x	x	x			x	x	
	250	x	x	x	x			x	x	
	300	x	x	x		x		x	x	
08-00	200	x	x		x			x		
	250	x			x			x		
	300	a	a	a	a	a	a	a	a	a
08-08	200	x			x			x		
	250	x			x				x	
	300	a	a	a	a	a	a	a	a	a
08-23	200	a	a	a	a	a	a	a	a	a
	250	x			x				x	
	300	a	a	a	a	a	a	a	a	a
08-35	200	a	a	a	a	a	a	a	a	a
	250	a	a	a	a	a	a	a	a	a
	300	a	a	a	a	a	a	a	a	a

Obs. (a) ausência de porosidade

6.5 ESTUDO DAS CARACTERÍSTICAS METALÚRGICAS

Os dados da Tabela 31 mostram os valores médios do resultado da soldagem semi-automática, com tecimento(CT) e sem tecimento(ST), com os diversos arames experimentais. Nesta Tabela, mostra-se o número de passes, a velocidade de soldagem e o aporte térmico. Nos anexos deste trabalho, as Tabelas I - XVI mostram, além do aporte térmico, os valores da tensão, da corrente, do tempo e da velocidade de soldagem, por passe depositado, obtidos na soldagem com os arames experimentais.

TABELA 31 - Dados da operação de soldagem.

Tipo de arame	Nº de passes		Velocidade (cm/min)		Aporte T. (kJ/mm)	
	CT	ST	CT	ST	CT	ST
05-00	9	10	14,5	14,5	2,4	2,4
05-08	8	13	14,5	19,5	2,4	1,8
05-23	8	10	14,5	17,5	2,4	2,0
05-35	8	15	14,5	18,5	2,4	1,9
08-00	8	13	14,5	18,5	2,4	1,9
08-08	8	14	11,0	19,5	3,1	1,8
08-23	8	14	15,0	22,0	2,3	1,6
08-35	8	15	13,0	17,5	2,6	2,0

Para a soldagem sem tecimento, a imposição de uma maior velocidade de soldagem com vistas a obtenção de passes de soldas menores (na sua seção transversal) em relação à soldagem com tecimento, causou dificuldades para o soldador controlar a evolução da poça de fusão. Durante o enchimento das soldas 05-00, 05-35, 08-00 e 08-23 pelas duas técnicas de soldagem, ocorreram ligeiras interrupções no arco voltaico ou efetivas paradas na operação de soldagem. Isto se atribuiu a problemas operacionais como a interferência de algum ruído na alimentação do arame, falta de homogeneidade na compactação do fluxo ou na camada de grafite lubrificante que envolve o consumível.

Na soldagem com os arames 05-08, 05-23, 08-23 e 08-35 para as duas técnicas de soldagem, não se constatou alterações perceptíveis na alimentação do arame capazes de comprometer a continuidade da operação de soldagem. A destacabilidade da escória, apesar de fácil para as soldas de simples deposição, neste caso, dos depósitos em passes múltiplos, apresentou dificuldades para a remoção de resíduos alojados na concordância entre passes

consecutivos. Isto introduziu a necessidade do uso de um disco de desbaste para limpeza antes da aplicação do passe seguinte.

Uma inspeção visual foi realizada sobre as soldas e não revelou a presença de trincas ou de mordeduras. Já pelo exame macrográfico, realizado na seção transversal das juntas, constatou-se pequena presença de porosidade e de inclusões de escória nas soldas dos arames 05-00, 05-35, 08-00 e 08-08 para as técnicas com e sem tecimento e também nas soldas (05-23)_{ST} e (08-35)_{CT}.

6.5.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO METAL DE SOLDA

Na Tabela 32, apresenta-se a composição química do metal de solda destacando-se o carbono, o manganês, o enxofre, o fósforo, o silício, o níquel e o alumínio juntos com o oxigênio e o nitrogênio. O teor da maioria dos elementos analisados encontra-se de acordo com o esperado pelo planejamento experimental deste trabalho e dentro dos limites especificados pela norma AWS A.5.20-79 (Tabela 2) que rege os arames tubulares autoprotégidos sem requisitos de tenacidade.

TABELA 32 - Análise química do metal depositado pelos diversos arames.

Tipo da solda	Composição química do metal de solda							
	(%)							(ppm)
	C	Mn	S	P	Si	Ni	Al	O ₂ N ₂
(05-00) _{CT}	0,16	0,58	0,008	0,010	0,053	0,00	1,46	150 481
(05-08) _{CT}	0,16	0,54	0,001	0,016	0,040	0,81	1,45	104 408
(05-23) _{CT}	0,16	0,58	0,002	0,018	0,050	2,26	1,47	109 403
(05-35) _{CT}	0,16	0,60	0,008	0,011	0,045	3,00	1,46	105 368
(08-00) _{CT}	0,16	0,74	0,009	0,010	0,035	0,00	1,45	129 432
(08-08) _{CT}	0,16	0,78	0,008	0,010	0,053	0,74	1,47	118 334
(08-23) _{CT}	0,17	0,71	0,002	0,018	0,040	2,09	1,46	126 432
(08-35) _{CT}	0,18	0,80	0,008	0,010	0,051	3,60	1,45	160 326
(05-00) _{ST}	0,16	0,60	0,008	0,013	0,051	0,00	1,46	165 468
(05-08) _{ST}	0,16	0,54	0,002	0,016	0,040	0,86	1,46	170 405
(05-23) _{ST}	0,16	0,57	0,002	0,017	0,040	2,26	1,46	119 332
(05-35) _{ST}	0,16	0,56	0,008	0,010	0,043	3,00	1,45	152 364
(08-00) _{ST}	0,14	0,68	0,001	0,016	0,040	0,04	1,43	155 521
(08-08) _{ST}	0,17	0,70	0,002	0,018	0,040	0,80	1,44	144 430
(08-23) _{ST}	0,16	0,76	0,002	0,019	0,050	2,20	1,47	104 461
(08-35) _{ST}	0,18	0,73	0,002	0,018	0,050	2,99	1,48	244 275

Inicialmente, esperava-se que a soldagem com tecimento (menor velocidade de soldagem) provocasse uma maior desoxidação de elementos no arco resultando também numa maior redução de teores de manganês, silício e carbono. Entretanto, os dados da Tabela 32 não indicam diferenças significativas na composição química do metal de solda em função da técnica de soldagem. A necessidade de adicionar na composição química do fluxo um elemento de elevado potencial de desoxidação e desnitretação, como o alumínio, pode modificar bastante as reações do Mn e do Si na atmosfera do arco voltaico.

Deve-se considerar ainda que a soldagem a arco voltaico é um processo altamente dinâmico caracterizado por elevados picos de temperaturas e grandes velocidades de reações que ocorrem em condições fora do equilíbrio termodinâmico. O pequeno volume de metal líquido, as elevadas superfícies específicas dos gases reagentes e a presença de escória fundida no arco e na poça de fusão, assim como as condições de “não equilíbrio”, dificultam a tentativa de verificação experimental da transferência e distribuição de elementos químicos na soldagem [114].

Deve-se observar que a gota se forma na ponta do consumível e, antes de alcançar a poça de fusão, atravessa a coluna do arco voltaico. Ocorrem, portanto, reações durante a formação e a sua passagem através do arco voltaico e, também, na poça de fusão. De acordo com Liu [114], ainda não existe um consenso a cerca do grau de importância de cada um destes estágios na determinação da composição química do metal de solda.

Na soldagem com arame tubular autoprotetido, as reações de desoxidação são intensas já nos estágios de formação e de crescimento da gota. Por isso a gota metálica constitui o principal meio de contaminação da solda pelo oxigênio e pelo nitrogênio do ar atmosférico. Um aspecto questionado por Chai e Eagar [115] é a aplicação, na soldagem, dos conceitos de estabilidade dos óxidos encontrados na termoquímica de fabricação dos aços. Para estes pesquisadores, a formação de sub-óxidos e vapores metálicos no plasma são importantes fatores a serem considerados na determinação da reatividade de fluxos. Um outro aspecto discutido por Borisenko [116] é a modificação do poder desoxidante de determinados elementos quando na presença de outro desoxidante. Ele identificou que a presença de Mn aumenta de 20 a 30% a capacidade de desoxidação do Si. O sistema torna-se completamente diferente quando se empregam elementos desoxidantes e desnitretantes com maior afinidade pelo oxigênio e pelo nitrogênio, como o alumínio. Desta maneira, existem reações bastante complexas envolvidas na

atmosfera do arco voltaico, as quais geralmente não são consideradas nos modelos teóricos para a determinação da composição química do metal de solda.

Na soldagem a arame tubular autoprotégido, o alumínio cumpre a função de fixar a maior parte do nitrogênio na forma de nitreto de alumínio (AlN), o que previne a formação de porosidades no metal de solda. Kaplan e Hill [78] deduziram que o teor mínimo de alumínio para esta função é de 0,72%. É importante salientar, que a formação de AlN se favorece termodinamicamente e cineticamente quando o teor de alumínio se encontra entre 0,94 e 1,39% [02, 15]. No entanto, excesso de alumínio em solução sólida impõe modificações microestruturais e o endurecimento por solução sólida, que exercem efeitos negativos sobre as propriedades de resistência ao impacto [02, 03, 17, 88].

De acordo com o sistema binário Fe-Al (Figura 16), teores de alumínio acima de 1,0% favorecem a solidificação do metal de solda como ferrita delta, a qual se mantém até a temperatura ambiente [03, 17]. A microestrutura com ferrita delta é caracterizada por grandes cristais colunares bastantes frágeis que, portanto, reduzem a resistência ao impacto do metal de solda.

Neste trabalho, de acordo com os dados mostrados na Tabela 32, os teores de alumínio se mantêm entre 1,43 e 1,48%, ou seja, na faixa de valores normalmente utilizados para o controle e/ou para a redução de porosidade em soldas de arame tubular autoprotégido. Por seu turno, o silício não aparece como um elemento desoxidante e nem como um desnitretante pleno, haja vista que nesta função ele é menos eficaz do que o alumínio ou o titânio. Os teores reduzidos de silício, entre 0,040 e 0,053%, os quais estão muito abaixo do valor máximo de 0,90% Si especificado para o arame de referência, refletem a necessidade de minimizar a sua participação no endurecimento, por solução sólida, do metal de solda e na formação de estruturas indesejáveis e prejudiciais à tenacidade. Os teores de enxofre, entre 0,001 e 0,009%, e de fósforo, entre 0,010 e 0,019%, minimizam bastante a participação destes elementos na formação de componentes frágeis e propensos a desencadear trincas no metal de solda. Por outro lado, os dados da Tabela 32 comparados com a norma AWS A.5.29-80, que rege os arames tubulares com requisitos de tenacidade, mostram que o teor médio obtido de carbono (0,16% C) ficou bem próximo ao limite máximo de 0,12% C recomendado para os arames tubulares ligados ao níquel especificados nesta norma.

Apesar da importância do carbono sobre a microestrutura e sobre as propriedades mecânicas em metais de solda, não existem trabalhos publicados que estudem sistematicamente os efeitos do carbono em soldas a arame tubular autoprotégido. Teores de carbono entre 0,10 e 0,20% são os mais comuns [02-05]. Wegrzyn [17] recomenda concentrações entre 0,15 e 0,20% C. Segundo este pesquisador, nestes níveis, além da sua função principal na composição química dos aços, o carbono atua como auxiliar na restauração do campo austenítico e, portanto, também da transformação delta/gama/alfa, reduzindo a presença de ferrita delta em baixas temperaturas (Figura 16). Normalmente espera-se que baixos teores de carbono no metal depositado melhorem a sua resistência ao impacto, pela redução na fração volumétrica de carbonetos formados, porém, a extensão deste efeito depende da presença de outros elementos de liga e da capacidade do carbono em alterar as estruturas de transformação. Deste modo, a influência negativa dos maiores teores de carbono parece não ser relevante em soldas de arame tubular autoprotégido onde existem elevadas concentrações de alumínio.

Os valores planejados para os teores de níquel, entre 0,0 e 3,5%, foram alcançados e superaram intencionalmente o valor máximo admissível de 0,50% Ni, normalizado para o arame tubular de referência. Sabe-se da literatura técnica [02, 03, 06], que a adição controlada de níquel no fluxo de arames tubulares autoprotégidos possibilita a redução nos teores de manganês e de alumínio, refina a microestrutura, reduz a dureza e melhora a resistência ao impacto do metal depositado. Este efeito benéfico do níquel depende também das variáveis operacionais utilizadas as quais interferem no tempo de resfriamento da junta soldada [03, 77]. Wegrzyn [17] recomenda cerca de 1,5% Ni para estender a região austenítica (Figura 16) e limitar a quantidade de ferrita delta em soldas de arame tubular autoprotégido ricas em alumínio.

Os teores de manganês, entre 0,54 e 0,80%, também ficaram dentro dos limites planejados neste trabalho. Na literatura vigente existem poucas informações sobre a ação do manganês no contexto dos arames tubulares autoprotégidos. Este elemento atua como desoxidante e auxiliar na formação de ferrita acicular, porém, em excesso, produz incremento da dureza por solução sólida e uma conseqüente redução na resistência ao impacto, por isso, limita-se a sua concentração em 1,5% para este tipo de solda [02-05, 88].

Deve-se destacar ainda, que as concentrações médias de nitrogênio e de oxigênio também se encontram nas faixas usuais descritas pela literatura para soldas de arames tubulares autoprotégidos. Conforme já foi discutido na revisão bibliográfica, o nitrogênio molecular pode

formar porosidade, o nitrogênio atômico estabiliza a austenita e reduz a temperatura de transformação enquanto o nitrogênio combinado, aumenta a temperatura de transformação e age como sítio de nucleação durante as transformações metalúrgicas no metal de solda. Nestas soldas, o nitrogênio encontra-se predominantemente ligado como nitreto de alumínio. Com relação ao oxigênio, os reduzidos teores encontrados estão na forma de óxidos e, nestes níveis, não contribuem para a formação de elevados teores de ferrita acicular mas, junto com o alumínio, promove a formação de ferrita com segunda fase. Os dados da Tabela 32 indicam que, independente da técnica de soldagem, aumentos nos teores de níquel corresponderam a reduções na concentração de nitrogênio no metal de solda. Teores de manganês entre 0,54-0,60%, soldas de baixo manganês (05-00 à 05-35), e entre 0,68-0,80%, soldas de alto manganês (08-00 à 08-35), não exerceram efeito definido sobre a concentração de nitrogênio no metal depositado. Os efeitos do níquel e do manganês, sobre as concentrações de oxigênio e de nitrogênio, são visualizados nas Figuras 54 e 55, respectivamente. A Figura 54 não revela nenhuma correlação do teor de oxigênio com os teores de níquel ou de manganês. Já a Figura 55 evidencia, principalmente, a redução na concentração de nitrogênio com o aumento do teor de níquel no metal de solda.

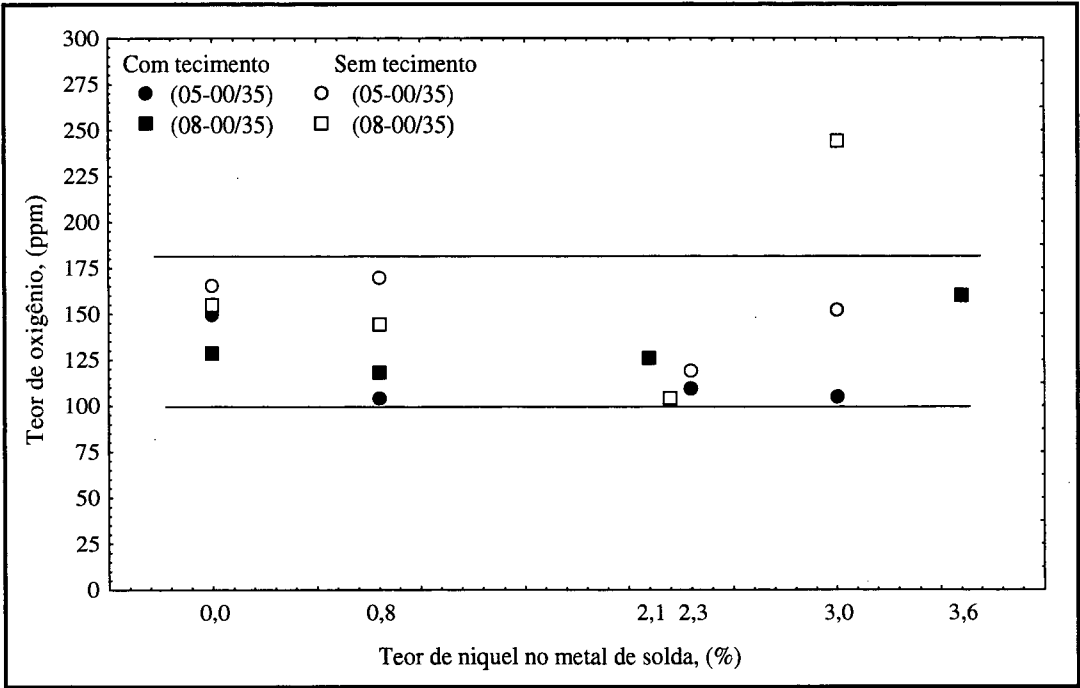


FIGURA 54 - Efeito do níquel e do manganês sobre o teor de oxigênio no metal de solda. Soldagem CT e ST.

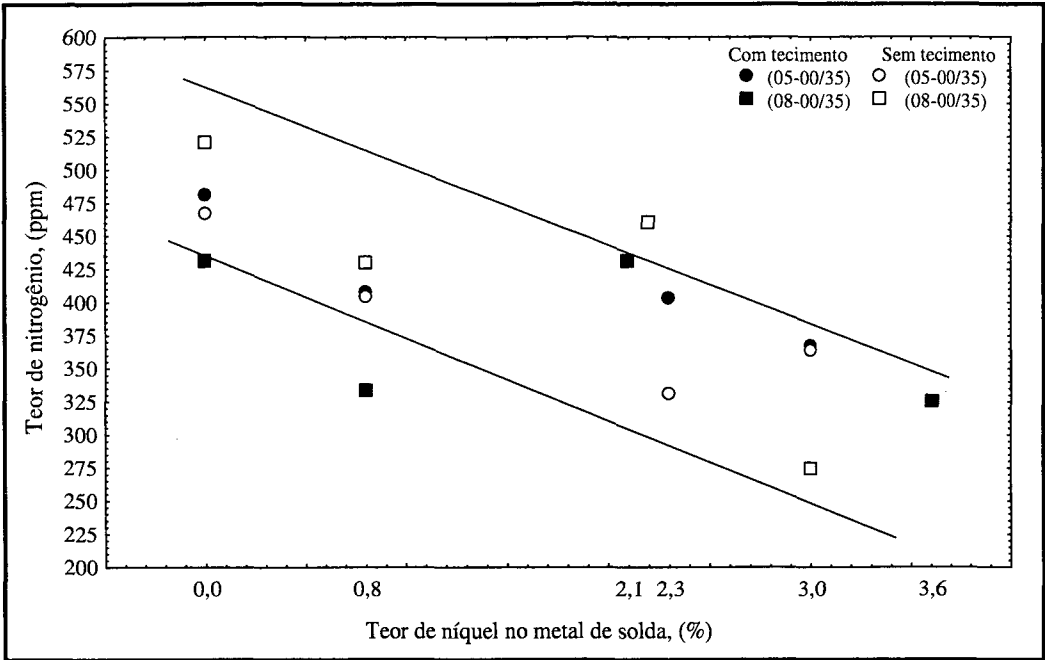


FIGURA 55 - Efeito do níquel e do manganês sobre o teor de nitrogênio no metal de solda. Soldagem CT e ST.

6.5.2 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA ESCÓRIA

Na Tabela 33, apresenta-se a análise química da escória. Devido ao desenvolvimento mais intenso e completo dos processos metalúrgicos na soldagem com tecimento (CT), esperava-se, para este caso, a geração de escória mais enriquecida com os produtos da oxidação. No entanto, nem a composição do fluxo dos arames experimentais e nem as condições de soldagem estabelecidas, provavelmente promoveram diferenças na composição química da escória.

TABELA 33 - Análise química da escória da solda dos diversos arames.

Tipo de arame	Composição química da escória (%)											
	CaO		MgO		Al ₂ O ₃		MnO		Fe ₂ O ₃		NiO	
	CT	ST	CT	ST	CT	ST	CT	ST	CT	ST	CT	ST
05-00	34,5	35,1	20,3	19,7	22,5	22,7	0,130	0,100	3,02	3,86	-	-
05-08	34,9	36,1	20,9	20,5	21,7	22,2	0,096	0,095	2,78	1,54	0,042	0,024
05-23	36,0	36,6	21,3	20,9	21,0	21,5	0,099	0,091	2,43	1,95	0,160	0,190
05-35	35,9	36,3	20,6	20,5	21,5	21,0	0,094	0,078	2,05	1,50	0,160	0,180
08-00	33,5	35,3	20,9	19,7	22,9	22,0	0,130	0,120	3,09	3,40	-	-
08-08	35,1	36,6	21,8	20,3	20,5	21,0	0,150	0,110	2,23	1,53	0,030	0,021
08-23	35,8	36,3	20,7	19,6	21,3	21,5	0,130	0,110	2,27	1,79	0,095	0,086
08-35	36,1	37,0	21,0	20,0	19,5	19,4	0,140	0,160	2,15	1,24	0,370	0,290

6.5.3 ANÁLISE METALOGRÁFICA DO METAL DE SOLDA

As Figuras 56, 57 e 58 mostram as macrografias da seção transversal das juntas (05-00)_{ST}, (08-00)_{ST} e (08-23)_{CT}, onde se observam a sequência de passes sem tecimento (05-00)_{ST} e de (08-00)_{ST}, e de passes com tecimento (08-23)_{CT}. Em (05-00)_{ST}, nota-se pequena quantidade inclusões de escória e porosidades.

Através da microscopia ótica, MO (500X), e da microscopia eletrônica de varredura, MEV (500X e 5000X), foi realizada a análise qualitativa dos microconstituintes na região colunar do último passe e na região retransformada coincidente com o entalhe dos corpos de prova Charpy-V. A inspeção em MO foi realizada nas soldas com tecimento e sem tecimento. A inspeção em MEV foi realizada apenas nas soldas (05-00)_{CT}, (05-23)_{CT}, (05-35)_{CT}, (08-00)_{CT}, (08-23)_{CT} e (08-35)_{CT}, depositadas com tecimento. A seleção destas juntas ocorreu após o resultado dos testes de resistência ao impacto Charpy-V não indicarem um efeito considerável da técnica de soldagem sobre a tenacidade do metal de solda. Além disso, estas juntas são representativas da evolução dos teores de manganês (0,58 a 0,80%) e de níquel (0,0 a 3,6%).

A microscopia ótica revelou a predominância de ferrita com segunda fase (FS). Este tipo de microestrutura está de acordo com o descrito na literatura técnica para soldas de arame tubular autoprotetido, com elevados teores de alumínio e baixos teores de oxigênio. A inspeção em microscopia eletrônica de varredura, indicou além da FS a presença de martensita e do microconstituente MA. A formação destes dois últimos constituintes deve-se, principalmente, a adição dos diferentes teores de níquel no metal de solda.

Nas microestruturas examinadas, tanto na zona colunar como na zona retransformada, não foi constatada a presença de ferrita delta, a qual é ativada pelo excesso de alumínio no metal de solda. Isto indica que as adições de níquel, de manganês e a participação do carbono nos teores apresentados na Tabela 32, foram adequadas para recompor e ampliar o campo austenítico, restaurando a transformação $\delta \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ (Figura 16). Estes elementos, nos teores obtidos, atuaram portanto para compensar prováveis prejuízos à tenacidade causados pelo excesso de alumínio em solução sólida no metal depositado, conforme foi descrito por Otegui e Vedia [02] e Wegrzyn [17].

Para as soldas sem níquel, a estrutura predominante na zona colunar é a ferrita com segunda fase, FS, ocorrendo ainda a presença de ferrita primária, FP. Para as soldas que

contém níquel, além destes constituintes, ocorreu a formação de martensita e, com o aumento do teor de níquel, também ocorreu o incremento do microconstituente MA, exceto para a solda (08-35)_{CT} onde a estrutura foi martensítica.

As Figuras 59-68 ilustram a evolução da microestrutura do metal depositado com e sem tecimento, onde são indicados os valores do tamanho de grão colunar do último passe e da dureza média geral (Tabela 32). As Figuras 59 e 62, solda (05-00)_{CT} e (08-00)_{CT}, respectivamente, mostram que a microestrutura da região retransformada foi bem diferente da região colunar. Nestas Figuras, percebe-se, em (a) e em (c), a microestrutura colunar com uma predominância de FS, e em (b) e em (d) nota-se, na região retransformada, uma estrutura equiaxial com alguns pacotes dispersos de FS. Além disso, as Figuras 59(e) e 67(e) revelam indícios do microconstituente MA na zona colunar, enquanto, na região retransformada este microconstituente se decompõe para a solda (05-00)_{CT}, de baixo manganês, e se mantém para a solda (08-00)_{CT}, de alto manganês.

Esta tendência da microestrutura na região retransformada está de acordo com o descrito na literatura para metais de solda com baixos teores de elementos de liga, ou seja, as transformações ocorridas nesta região retransformada podem estar relacionadas ao baixo teor de manganês e/ou a ausência de níquel. De acordo com Rebello [87], a microestrutura da zona retransformada está intimamente relacionada à microestrutura da região de grãos colunares. Com efeito, na soldagem em múltiplos passes, o metal de solda antes de sofrer o ciclo térmico do passe subsequente exibe a microestrutura da região de grãos colunares. Avaliar a microestrutura da região retransformada nada mais é do que avaliar o efeito deste ciclo térmico sobre a microestrutura pré-existente. Esta avaliação não pode ser feita sem que a composição química do cordão seja também considerada.

Certos elementos como o Mn e o Mo conferem certa estabilidade microestrutural quanto ao reaquecimento. Assim, em cordões de solda com estes elementos é possível que a microestrutura da região retransformada pouco difira daquela que lhe deu origem, isto é, a de grão colunares. Constata-se, nesses casos, na região retransformada, os mesmos constituintes presentes na origem de grãos colunares. Já em cordões de solda sem estes elementos estabilizadores da microestrutura e com baixos teores de outros elementos de liga, existe a tendência de uma transformação total, ou parcial, da microestrutura na região retransformada, como aquelas ocorridas nas soldas (05-00)_{CT} e (08-00)_{CT}.

Para os níveis intermediários de níquel (2,1-2,3%), correspondentes às soldas (05-23)_{CT} e (08-23)_{CT}, ocorreu um refinamento da microestrutura, a formação de ferrita com segunda fase, mas também a presença de martensita e do microconstituente MA. As Figuras 60 e 63 ilustram uma estreita semelhança entre as microestruturas das zonas colunar e retransformada, ou seja, FS em (a) e (b) e FS com martensita em (c) e (d). O microconstituente MA massivo e alongado presente na região colunar, Figuras 60(e) e 63 (e), se decompõe parcialmente na região retransformada, Figuras 60(f) e 63(f). Deste modo, no reaquecimento, além do manganês, a adição de níquel tendeu a estabilizar a microestrutura da zona colunar [87]. Este efeito pode estar sendo reforçado, também, pelos baixos valores de aporte térmico utilizados neste trabalho [02].

Para os elevados teores de níquel, acima de 3,0%, correspondentes às soldas (05-35)_{CT} e (08-35)_{CT}, tem-se a formação de FS e de martensita, havendo, no entanto, também um aumento na formação de MA para a solda (05-35)_{CT}. Este comportamento é ilustrado pelas Figuras 61 e 64. Em (a) e (b) nota-se a FS, em (c) e (d) percebe-se a FS e uma intensa formação de martensita. Na Figura 61(e), nota-se na zona colunar da solda (05-35)_{CT} a presença de martensita e do microconstituente MA massivo, enquanto a Figura 61(f) evidencia, na zona retransformada, o microconstituente MA. A Figura 64(e) mostra intensa formação de martensita na zona colunar da solda (08-35)_{CT}, enquanto na zona retransformada a Figura 64(f) indica a presença de martensita revenida.

Confrontando-se as Figura 61 e 64, percebe-se que a formação de martensita é mais intensa na solda (08-35)_{CT} do que na solda (05-35)_{CT}. Como não são indicadas variações consideráveis no aporte térmico, esta diferença de microestrutura pode ser atribuída aos maiores teores de manganês (0,80%) e de níquel (3,6%) da solda (08-35)_{CT}.

Para a soldagem sem tecimento (ST), a análise qualitativa dos microconstituintes foi realizada pela microscopia ótica (500X) na região colunar do último passe. Amostras representativas desta análise encontram-se nas Figuras 65-68. É interessante considerar a análise da microestrutura para os níveis extremos de níquel, ou seja, 0,0% Ni correspondente às soldas (05-00)_{ST} e (08-00)_{ST} e 3,0% Ni correspondente às soldas (05-35)_{ST} e (08-35)_{ST}.

A exemplo do ocorrido na soldagem com tecimento, a microestrutura dominante nestas soldas continua sendo a ferrita com segunda fase. Da mesma forma, na microscopia ótica percebe-se indícios de martensita com o aumento do teor de níquel. Finalmente, como pode ser visualizado pela comparação destas Figuras com aquelas da região colunar da soldagem com

tecimento, não se percebe nenhum efeito bem definido da técnica de soldagem sobre a microestrutura da solda.

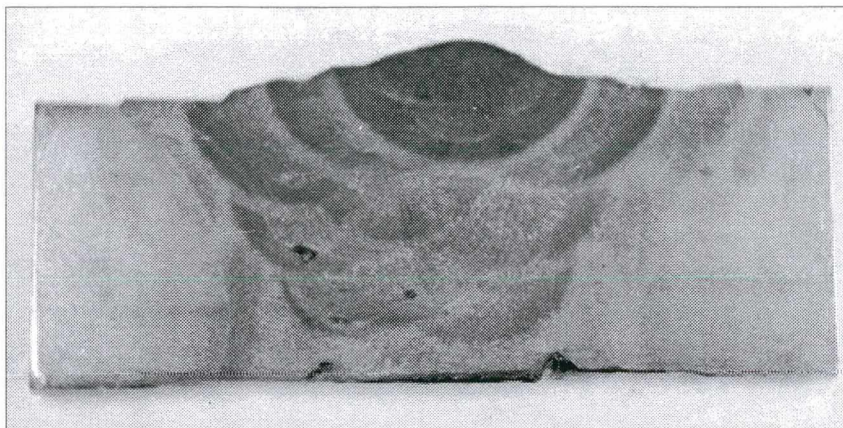


FIGURA 56 - Macrografia da seção transversal da solda (05-00)_{ST}; 2,4 kJ/mm. Aumento 2,5 X.

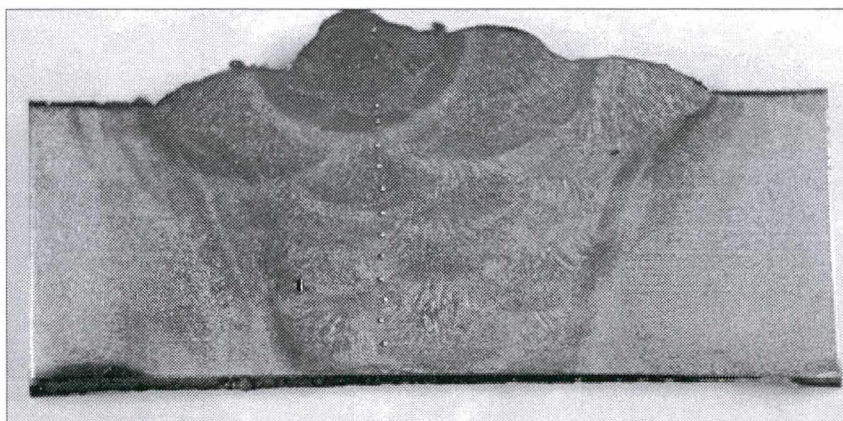


FIGURA 57 - Macrografia da seção transversal da solda (08-00)_{ST}; 1,9 kJ/mm. Aumento 2,5 X.

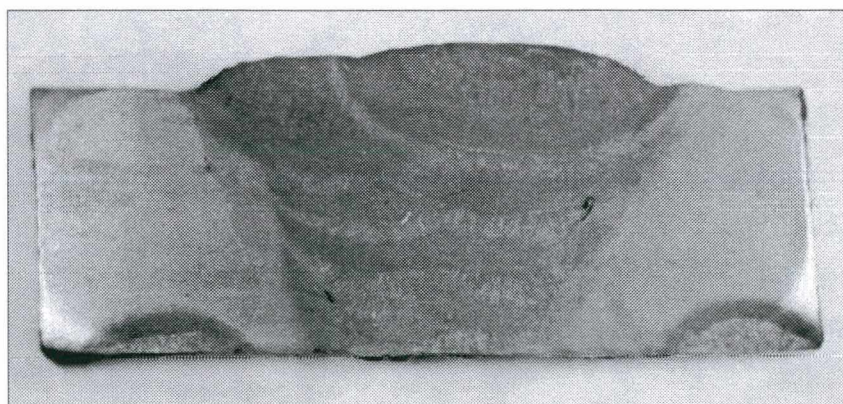
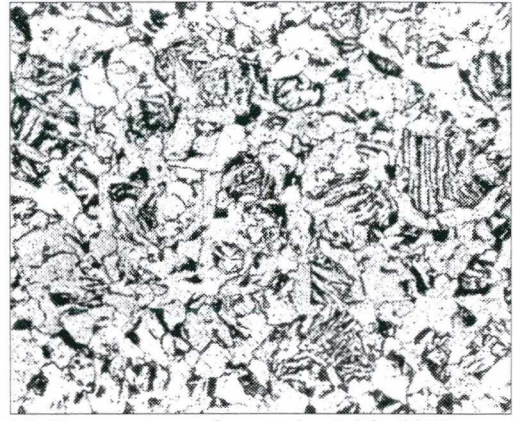


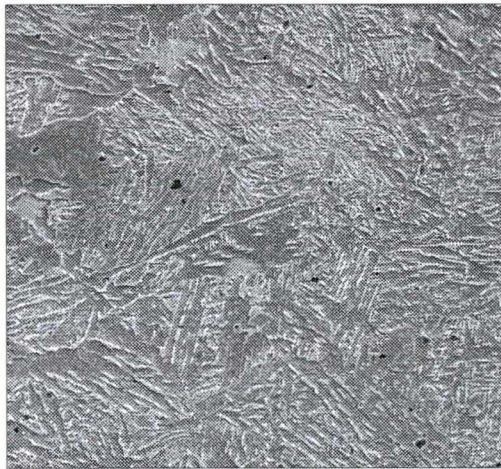
FIGURA 58 - Macrografia da seção transversal da solda (08-23)_{CT}; 2,3 kJ/mm. Aumento 2,5 X.



a) Último passe, MO 500X



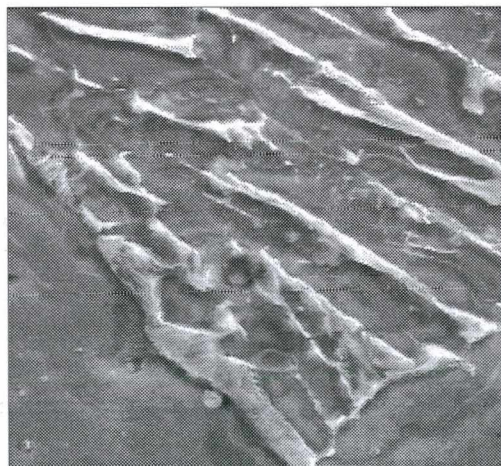
b) Zona retransformada, MO 500X



c) Último passe, MEV 500X



d) Zona retransformada, MEV 500X

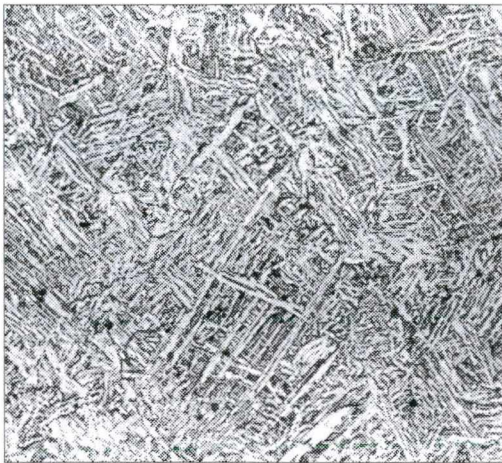


e) Último passe, MEV 5000X

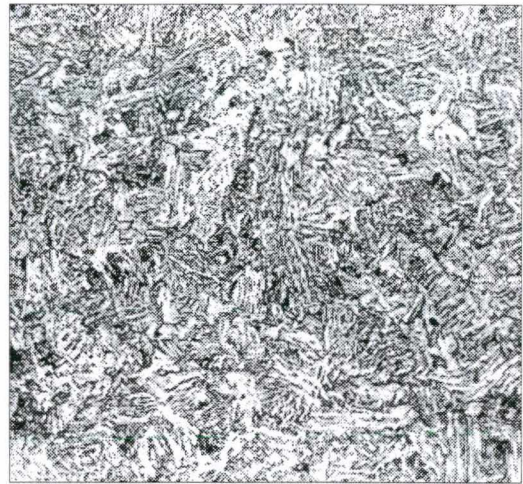


f) Zona retransformada, MEV 5000X

FIGURA 59 - Solda (05-00)_{CT}. (a) predominância FS e fração de FP; (b) FP e pacotes de FS; (c) FS; (d) pacotes de FS; (e) indícios de MA alongado; (f) decomposição de MA. 2,4 kJ/mm; TGC 38 μ m; 180 HV₁₀.



a) Último passe, MO 500X



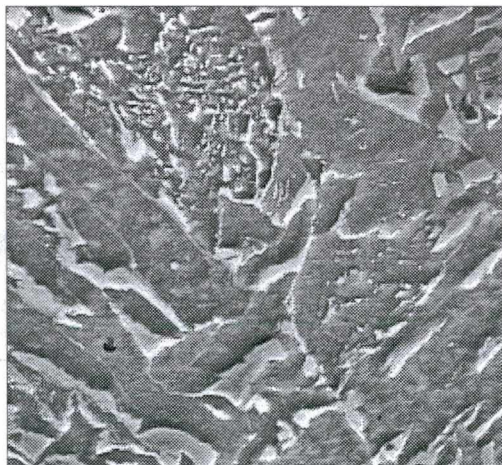
b) Zona retransformada, MO 500X



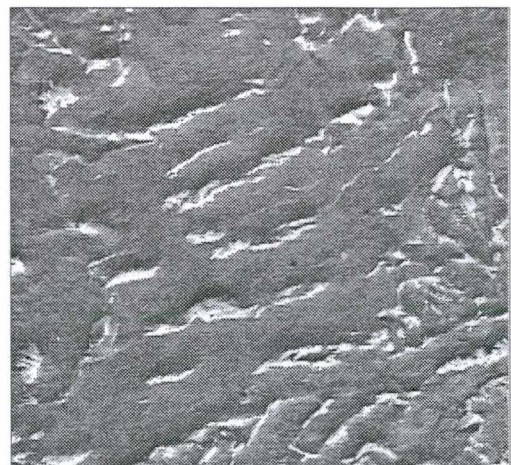
c) Último passe, MEV 500X



d) Zona retransformada, MEV 500X



e) Último passe, MEV 5000X

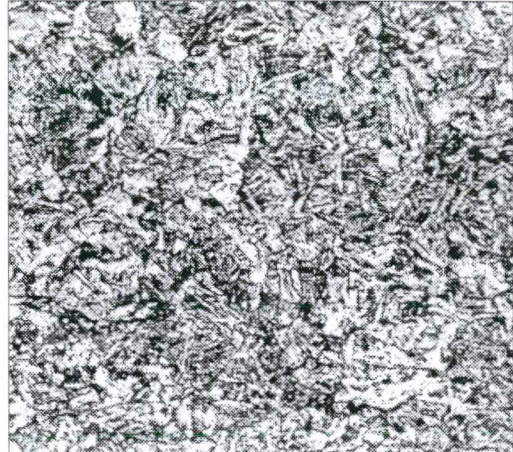


f) Zona retransformada, MEV 5000X

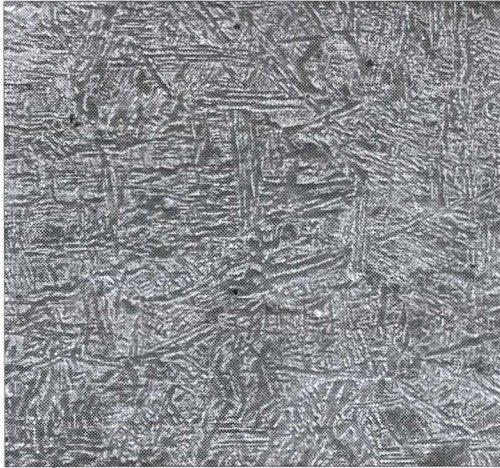
FIGURA 60 - Solda (05-23)_{CT}: (a) e (b) predominância de FS; (c) e (d) formação de martensita; (e) microconstituente MA massivo e alongado; (f) decomposição parcial de MA. 2,4 kJ/mm; TGC 33 μ m; 227 HV₁₀.



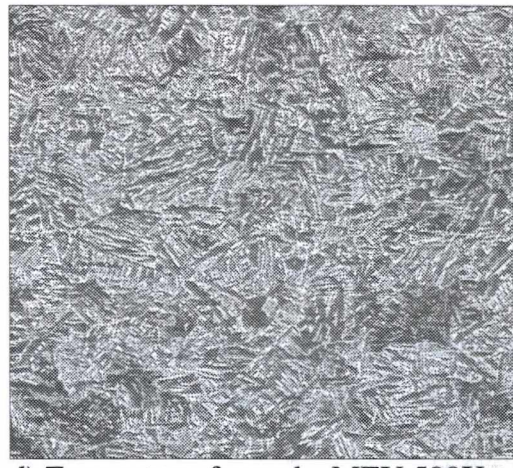
a) Último passe, MO 500X



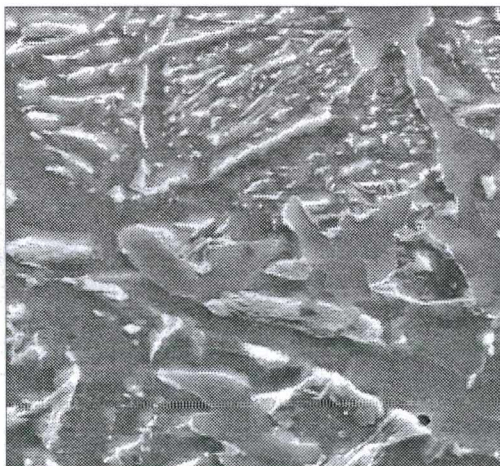
b) Zona retransformada, MO 500X



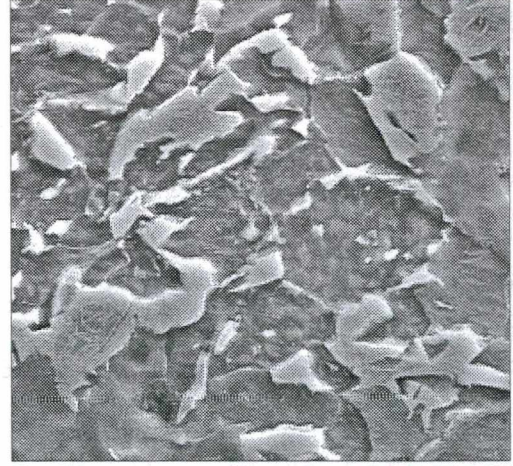
c) Último passe, MEV 500X



d) Zona retransformada, MEV 500X

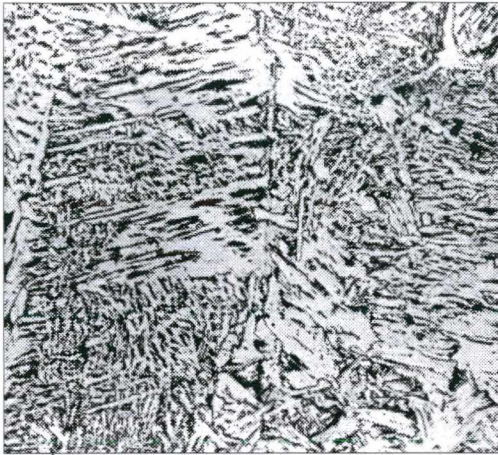


e) Último passe, MEV-5000X

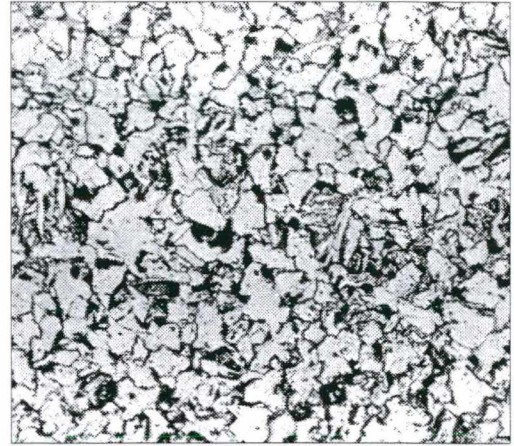


f) Zona retransformada, MEV 5000X

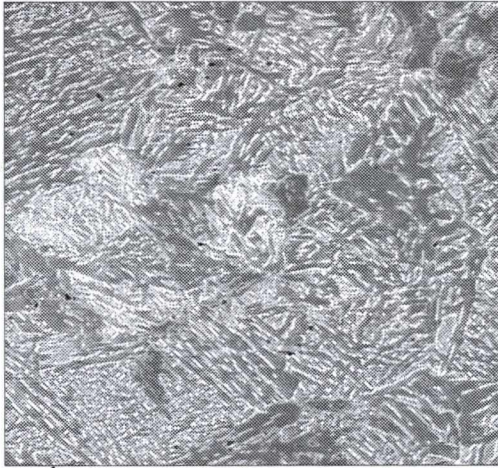
FIGURA 61 - Solda (05-35)_{CT}: (a) e (b) predominância FS; (c) e (d) FS e martensita; (e) martensita e MA massivo; (f) MA massivo. 2,4 kJ/mm; TGC 30μm; 246 HV10.



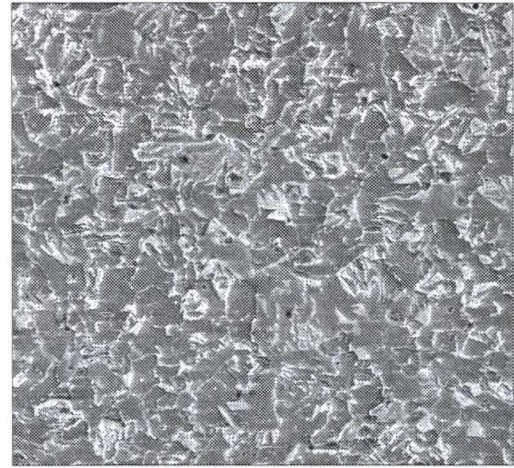
a) Último passe, MO 500X



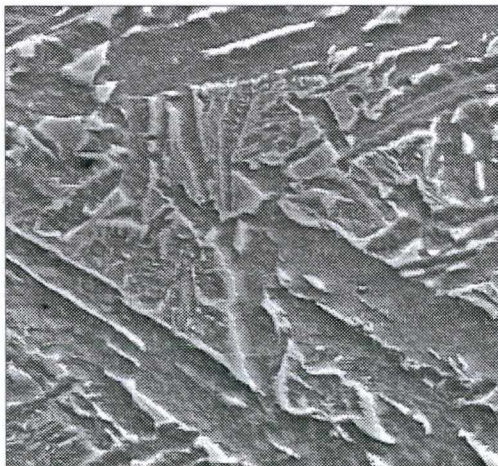
b) zona retransformada, MO 500X



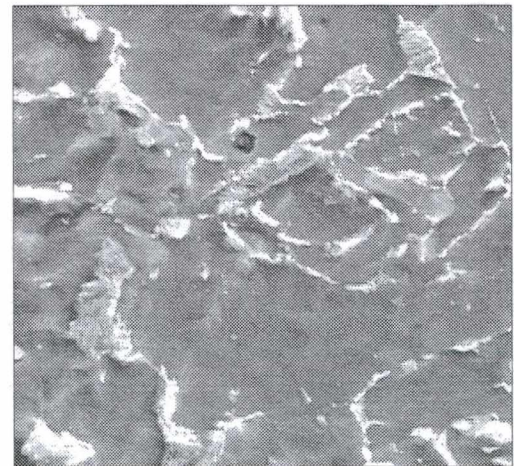
c) Último passe, MEV 500X



d) Zona retransformada, MEV 500X



e) Último passe, MEV 5000X

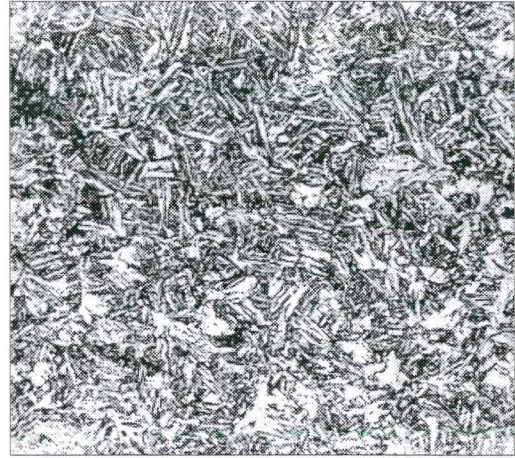


f) Zona retransformada MEV 5000X

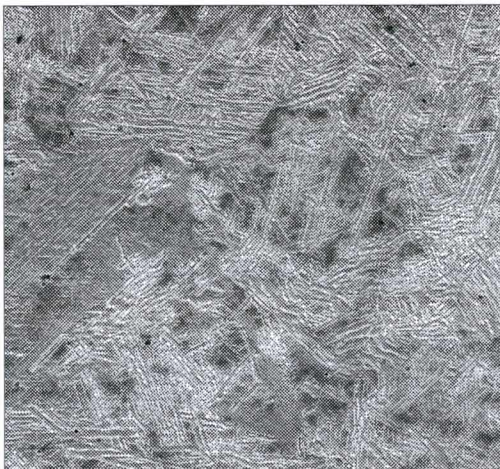
FIGURA 62 - Solda (08-00)_{CT}: (a) predominância de FS e fração de FP; (b) FP e pacote de FS; (c) FS; em (d) pacotes de FS; (e) indícios do microconstituente MA; (f) decomposição parcial de MA. 2,4 kJ/mm; TGC 36 μ m; 178 HV₁₀.



a) Último passe, MO 500X



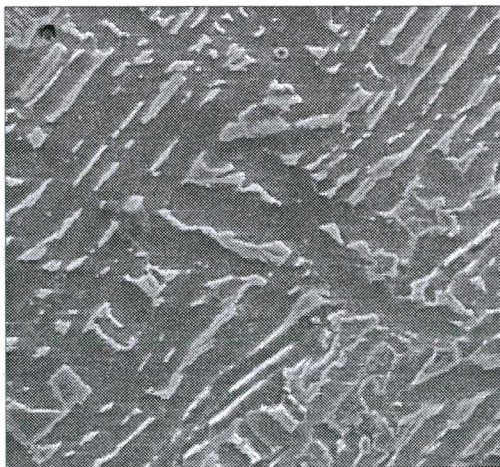
b) Zona retransformada, MO 500X



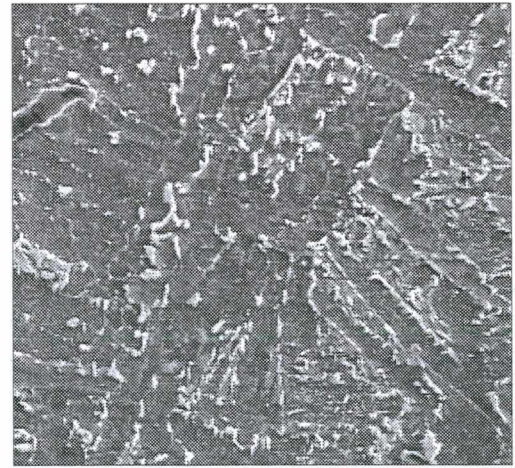
c) Último passe, MEV 500X



d) Zona retransformada, MEV 500X



e) Último passe, MEV 5000X

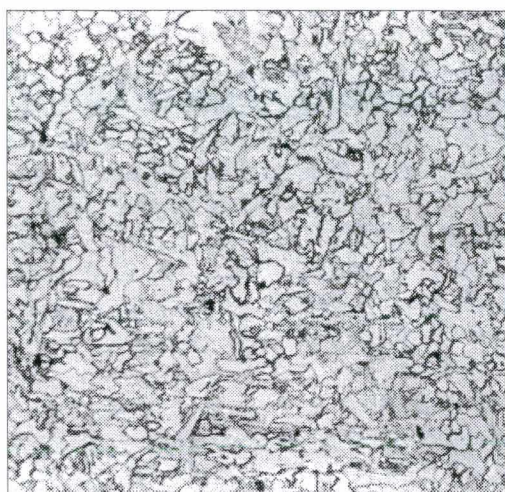


f) Zona retransformada, MEV 5000X

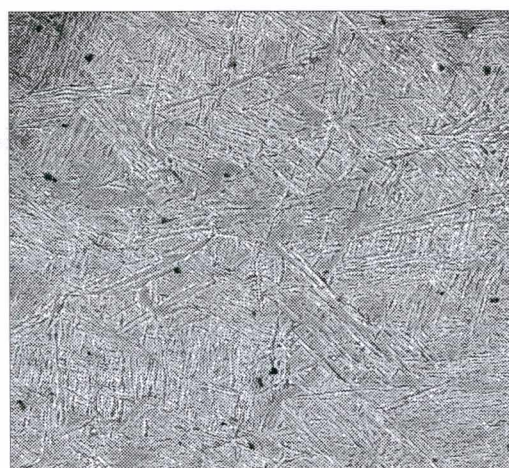
FIGURA 63 - Solda (08-23)_{CT}: (a) e (b) ferrita com segunda fase; (c) e (d) martensita e FS; (e) e (f) microconstituente MA. 2,3 kJ/mm; TGC 29 μ m; 237 HV10



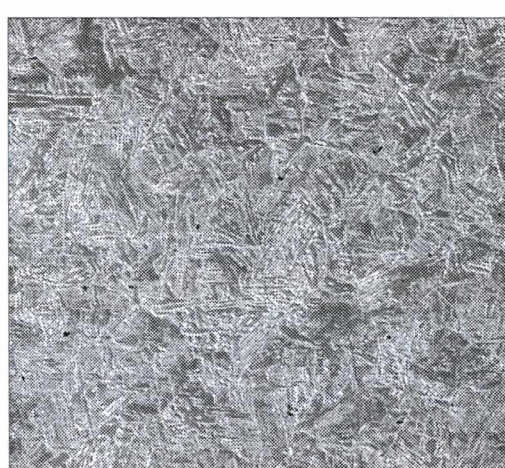
a) Último passe, MO 500X



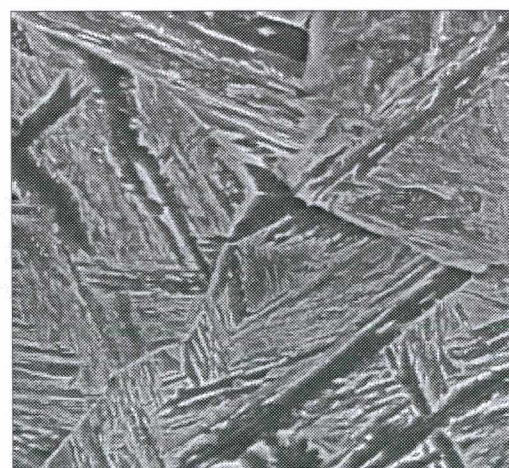
b) Zona retransformada, MO 500X



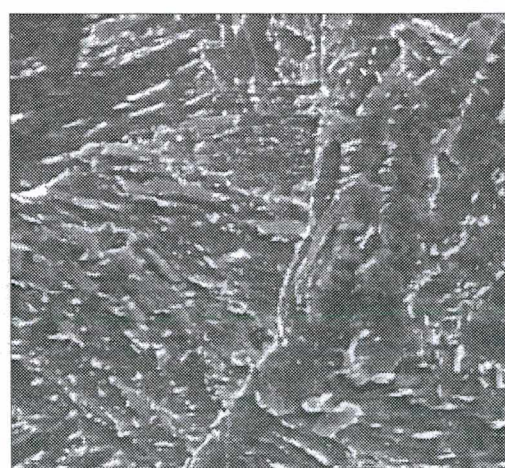
c) Último passe, MEV 500X



d) Zona retransformada, MEV 500X



e) Último passe, MEV 5000X



f) Zona retransformada, MEV 5000X

FIGURA 64 - Solda (08-35)_{CT}: (a) e (b) ferrita com segunda fase; (c) e (e) martensita; (d) e (f) martensita revenida. 2,6 kJ/mm; TGC 28 μ m; 304 HV10.



FIGURA 65 - Predominância de FS. Solda (05-00)_{ST}; 2,4kJ/mm; TGC 34 μ m; 194 HV10; Último passe, MO 500X

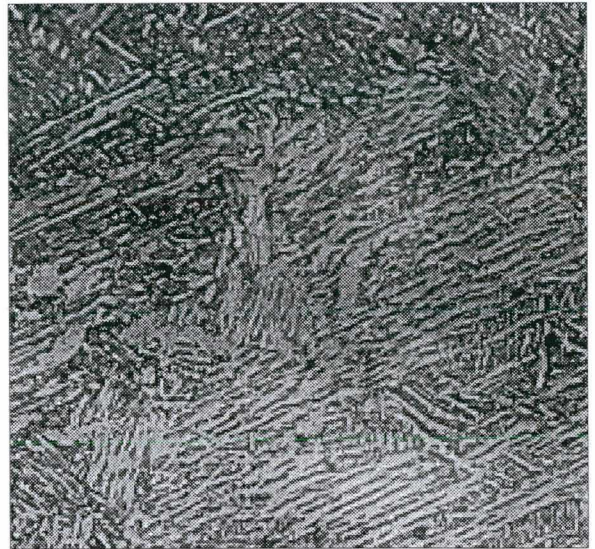


FIGURA 66 - Predominância de FS. Solda (08-00)_{ST}; 1,9 kJ/mm; TGC 35 μ m; 188 HV10. Último passe, MO 500X



FIGURA 67 - Microestrutura FS e indícios de martensita. Solda (05-35)_{ST}; 1,9 kJ/mm; TGC 30 μ m; 250HV10. Último passe, MO 500X

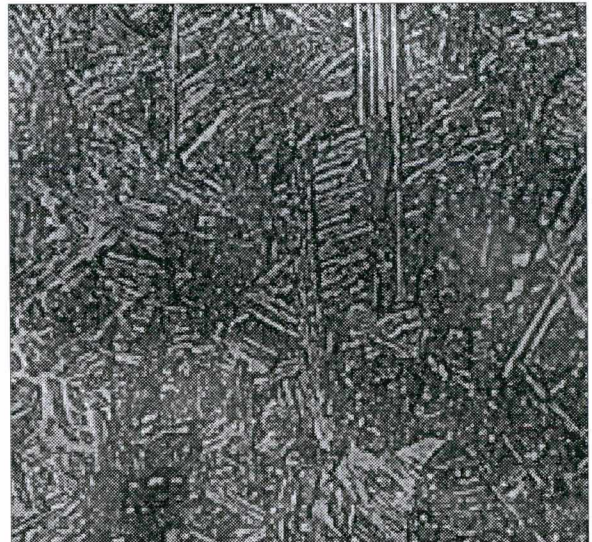


FIGURA 68 - Microestrutura FS e indícios de martensita. Solda (08-35)_{ST}; 2,0 kJ/mm; TGC 27 μ m; 316HV10. Último passe, MO 500X

Na Tabela 34 apresenta-se o resultado da análise quantitativa da microestrutura do metal de solda. Nesta Tabela, são mostradas a percentagem dos constituintes identificados pela MO (500X) no último passe de solda e a percentagem de zona colunar, medida na região coincidente com o entalhe dos corpos de prova Charpy-V. Os dados desta Tabela mostram a predominância de ferrita com segunda fase, reduzidos teores de ferrita primária e um nível baixo de ferrita acicular. “Outros” microconstituintes são indicados para agrupar inclusões, martensita e/ou o microconstituente MA, difíceis de serem observados no microscópio ótico mas presentes no metal de solda.

As Figuras 69-72 resumem o resultado desta análise quantitativa. Não se observa uma correlação definida dos teores de níquel, de manganês ou da técnica de soldagem com as percentagens de ferrita primária ou de ferrita acicular. Já a ferrita com segunda fase e os “outros” microconstituintes são afetados pelo teor de níquel enquanto o efeito do manganês não é bem definido, uma vez que as suas variações são acompanhadas por variações nos teores de níquel e nos valores de aporte térmico. Percebe-se, por estas Figuras, que o aumento do teor de níquel tendeu a reduzir a percentagem de FS e a aumentar o teor dos “outros” microconstituintes.

Na Tabela 34 mostra-se também que a percentagem de zona colunar na região correspondente ao entalhe dos corpos de prova Charpy-V se mantém acima de 50%. Sabe-se que a proporção entre as zonas colunar e retransformada é função dos parâmetros e do procedimento de soldagem. Segundo a literatura técnica [02, 03, 07], na soldagem em passes múltiplos a maximização no refinamento da microestrutura com uma maior proporção de zona retransformada, desejável para a melhoria da tenacidade do metal depositado, pode ser incrementada, aplicando-se um maior número de passes. Mantendo-se os parâmetros operacionais de soldagem constantes (corrente, tensão e comprimento do eletrodo), o refinamento pode ainda ser obtido pela variação da técnica de soldagem. Para a soldagem com ou sem tecimento, a alternativa para o refinamento da microestrutura seria aumentar a velocidade de soldagem, o que equivale a uma redução de aporte térmico. Na soldagem sem tecimento o aumento da velocidade poderia se constituir numa alternativa de refinamento para a microestrutura.

O elevado consumo e a baixa penetração dos arames tubulares autoprotetidos, junto às dificuldades operacionais já mencionadas para a execução da soldagem sem tecimento, não permitiram, neste trabalho, uma elevação significativa da velocidade de soldagem em

relação aquela obtida com tecimento. Neste caso, a soldagem sem tecimento não proporcionou, como se esperava, soldas em passes finos, e sim soldas de passes “robustos”. Por outro lado, os baixos aportes térmicos também não foram adequados para gerar uma maior proporção de zona retransformada, reconhecidamente favorável à tenacidade da solda. Deste modo, os dados da Tabela 34 não mostram, para as duas técnicas de soldagem, diferenças significativas entre as proporções de zona colunar e de zona retransformada. A Figura 73, ilustra a distribuição destas zonas ao longo da seção transversal do metal de solda, para as diversas condições de soldagem.

Apesar das elevadas percentagens de zona colunar, foi possível obter resultados satisfatórios de resistência ao impacto no metal de solda através da adição de níquel no fluxo do arame. Pode-se supor que, em condições de soldagem mais favoráveis ao refinamento do metal de solda, os valores de resistência ao impacto sejam ainda bem maiores.

Um aspecto importante a considerar é o efeito da composição química do metal de solda sobre o tamanho de grão. A Figura 74 mostra a evolução do tamanho do grão colunar em função do teor de níquel. Mais uma vez, percebe-se que o efeito do níquel na ampliação do campo austenítico favoreceu a transformação $\delta \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ [02, 03, 17, 88] promovendo o correspondente refinamento de grão e eliminou a possibilidade da presença de ferrita delta, δ , no metal de solda. Não se percebe um efeito consistente do manganês ou da técnica de soldagem sobre o tamanho de grão.

TABELA 34 - Percentagens de microconstituintes e de zona colunar no metal de solda

Tipo de solda	Microconstituente no último passe. (%)								% Z. colunar entalhe	
	FP		FA		FS		“Outros”		CT	ST
	CT	ST	CT	ST	CT	ST	CT	ST		
05-00	11	4	6	14	78	75	5	7	53	63
05-08	3	4	10	13	69	70	18	13	74	79
05-23	2	<1	16	10	51	75	31	14	66	68
05-35	<1	<1	12	5	64	54	23	40	52	72
08-00	5	<1	11	12	79	79	5	8	76	57
08-08	3	<1	12	11	70	70	15	18	63	54
08-23	<1	1	11	8	53	43	35	48	63	70
08-35	<1	3	8	13	32	64	59	20	56	72

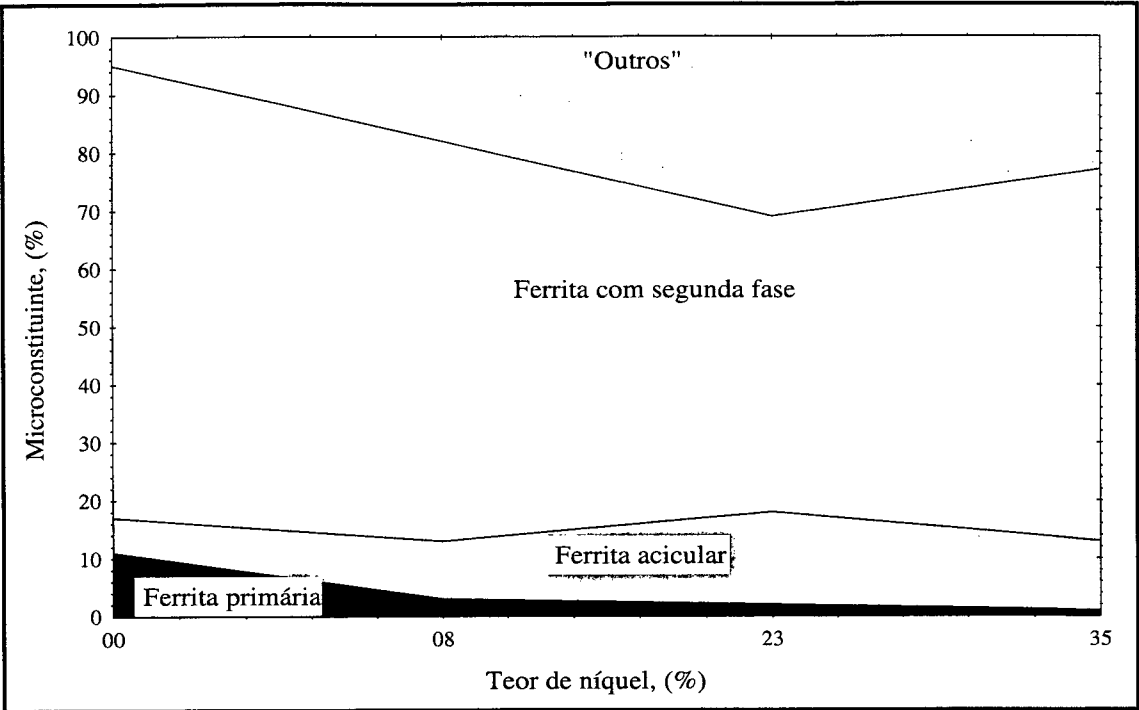


FIGURA 69 - Efeito do teor de níquel sobre a percentagem de microconstituente. Soldas com tecimento, baixo manganês (05-00 à 05-35)_{CT}.

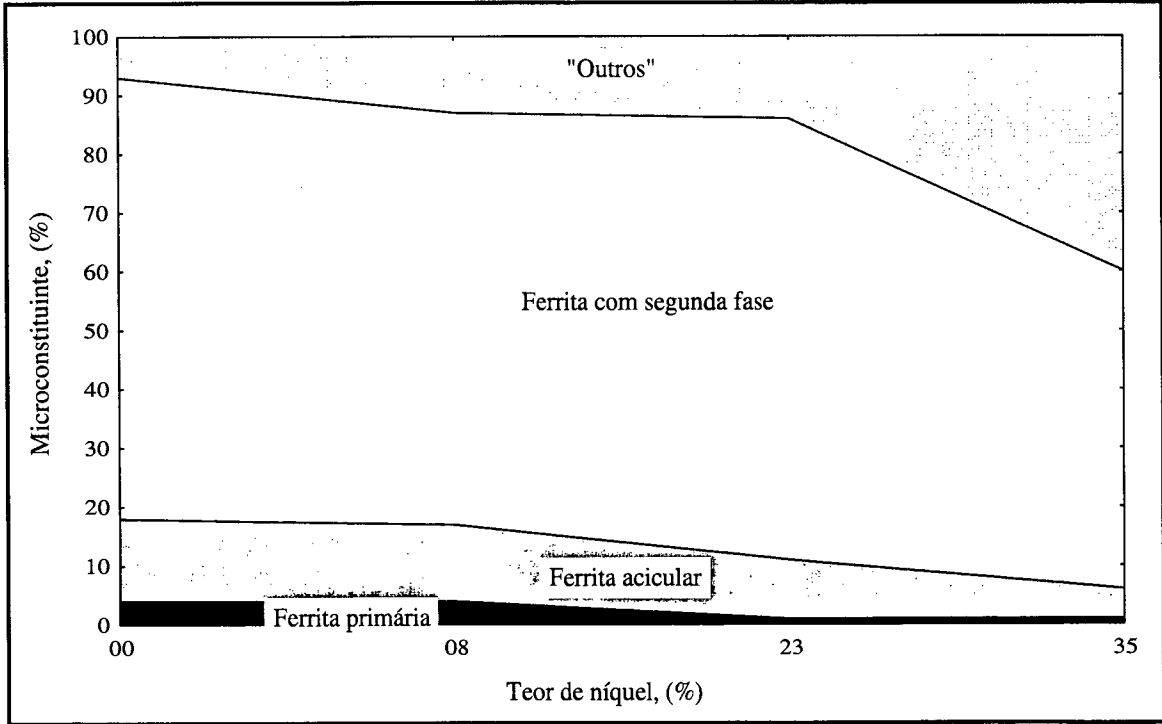


FIGURA 70 - Efeito do teor de níquel sobre a percentagem de microconstituente. Soldas sem tecimento, baixo manganês (05-00 à 05-35)_{ST}.

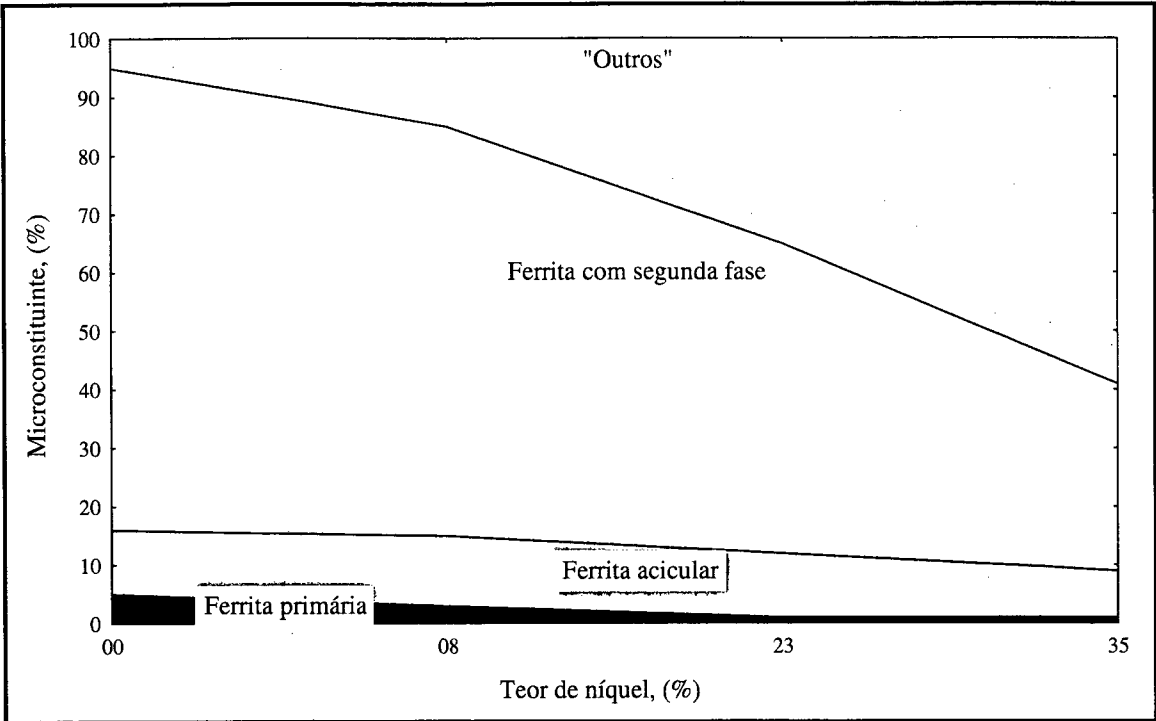


FIGURA 71 - Efeito do teor de níquel sobre a percentagem de microconstituinte. Soldas com tecimento, alto manganês (08-00 à 08-35)_{CT}.

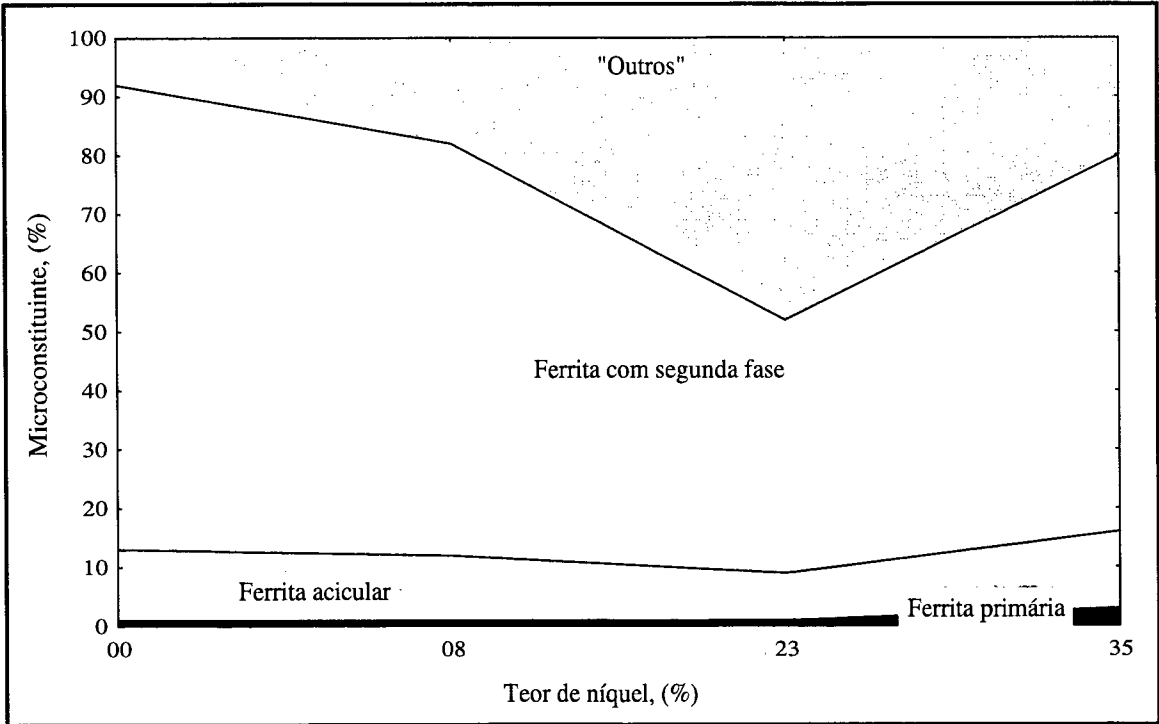


FIGURA 72 - Efeito do teor de níquel sobre a percentagem de microconstituinte. Solda sem tecimento, alto manganês (08-00 à 08-35)_{ST}.

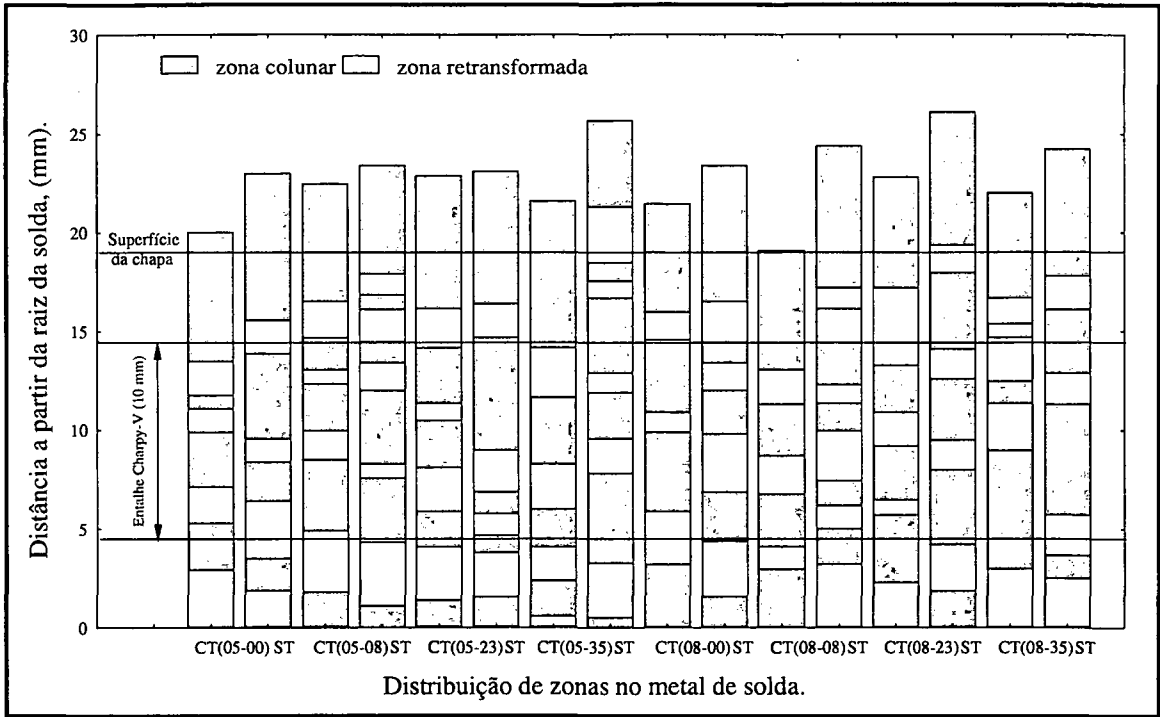


FIGURA 73 - Distribuição das zonas colunar e retransformada no metal de solda CT e ST.

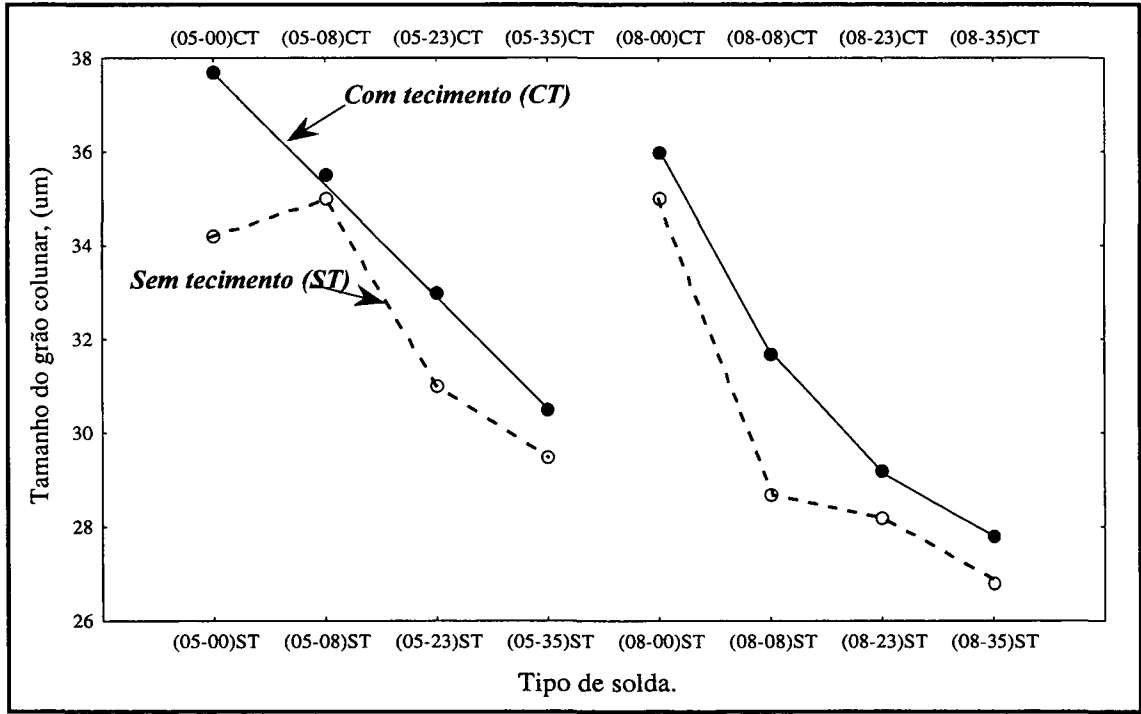


FIGURA 74 - Efeito dos teores de manganês e de níquel sobre o tamanho de grão colunar no metal de solda CT e ST.

6.6 ESTUDO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

Uma das grandes metas para o desenvolvimento metalúrgico da soldagem é a produção de soldas que aliem elevada resistência mecânica a bons requisitos de tenacidade em baixas temperaturas e a um baixo custo. Sabe-se da literatura técnica [02, 03, 07, 10, 17, 77], que as propriedades mecânicas e, em especial a resistência ao impacto, das soldas a arame tubular autoprotetido são bastante sensíveis à pequenas oscilações nos valores dos parâmetros operacionais de soldagem, do procedimento de soldagem, da composição química e da microestrutura do metal de solda.

Quanto aos parâmetros operacionais de soldagem, sabe-se que oscilações nos valores ajustados da intensidade de corrente, do comprimento do eletrodo e/ou da tensão de soldagem podem resultar em instabilidade do arco voltaico e em grande contaminação do metal de solda pelo nitrogênio ou pelo oxigênio e em conseqüentes degradações nos valores da resistência mecânica e da tenacidade. Na soldagem em passes múltiplos, mantidas constantes as demais condições operacionais, adotar um procedimento com ou sem tecimento pode resultar em ciclos térmicos bem diferentes, em percentagens de zona colunar e tipos de microestruturas do metal depositado também diferentes.

Com relação à composição química, sabe-se da necessidade de uma maior participação de elementos desoxidantes e desnitretantes para compensar os efeitos do oxigênio e do nitrogênio. No entanto, um excesso destes elementos pode permanecer em solução sólida, alterar a microestrutura e prejudicar a dureza, a resistência mecânica ou a tenacidade do metal de solda. A solução para este problema pode ser um adequado balanceamento nos teores de certos elementos de liga como o carbono, o manganês e/ou a introdução de outros elementos como o níquel, por exemplo, na composição do fluxo do arame.

Neste estudo, deve-se lembrar que, na soldagem em passes múltiplos, o metal depositado ou uma certa fração do mesmo é reaquecido, acima de A_1 , pelos passes subseqüentes. A região de grãos colunares fica submetida a um tratamento térmico que produz a sua transformação total ou parcial, gerando a zona retransformada. Uma transformação completa com a formação de estrutura ferrítica equiaxial de grãos finos, constitui-se numa excelente solução para o incremento da resistência ao impacto no metal de solda [03, 88].

O controle da microestrutura da zona retransformada, além da composição química, depende do procedimento de soldagem (aporte térmico, sequência de deposição, técnica de soldagem etc.). Para os valores de aporte térmico obtidos, na soldagem com e sem tecimento, não se observou a zona retransformada de grãos finos, a qual, segundo já se comentou, constitui um produto microestrutural que exerce influência positiva sobre a resistência ao impacto da solda [02, 88]. Deve-se destacar ainda que apesar da elevada fração de zona colunar (Figura 73), das presenças de martensita e do microconstituente MA, associadas aos baixos valores de aporte térmico, foi possível a obtenção de valores consideráveis de tenacidade a baixa temperatura.

A seguir serão analisados os resultados obtidos nos ensaios de dureza, de resistência à tração e de resistência ao impacto Charpy-V.

6.6.1 DUREZA

A Tabela 35 mostra os dados da dureza medidos na seção transversal do metal de solda, conforme o esquema da Figura 20. Nesta Tabela, os valores representam a dureza média na linha central da seção transversal medidos desde a raiz até o reforço, a dureza média nas regiões da raiz, do entalhe Charpy-V e do reforço da solda (topo). Todos os valores de dureza, obtidos das diversas soldas, são apresentados nos anexos deste trabalho pelas Tabelas XVII e XVIII.

O exame da Tabela 35 indica que a dureza, em seus valores médios, tendeu a crescer a partir da raiz no sentido do reforço. Este comportamento difere dos demais processos de soldagem ao arco voltaico onde a dureza se reduz no sentido do reforço. Alguns pesquisadores [02, 77] acreditam que, este aumento da dureza em soldas a arame tubular autoprotetido, deve-se a maior presença de nitrogênio atômico nesta região, enquanto nos passes de fundo de chanfro o confinamento do arco voltaico e o ar rarefeito tendem a reduzir a presença de nitrogênio. Por esta Tabela percebe-se um aumento significativo da dureza com o aumento do teor de níquel. Pode-se considerar ainda que o aumento do teor de manganês, apesar das pequenas variações no aporte térmico, tendeu a aumentar a dureza média para as soldas com elevado teor de níquel. Considerando a média geral e a média na região correspondente ao entalhe Charpy-V, a dureza tendeu a ser maior para as soldas sem tecimento, com exceção de (08-08)_{ST}. O efeito endurecedor do níquel pode ser relacionado com a intensificação na formação da estrutura martensítica e do componente MA para as soldas de maior teor de níquel,

independente das pequenas variações ocorridas nos teores de manganês ou nos valores do aporte térmico (Tabelas 31 e 32).

As Figuras 75 e 76 ilustram a variação da dureza média na raiz, no entalhe Charpy-V e no reforço da solda, respectivamente, para a soldagem com e sem tecimento. Percebe-se que a dureza média na região correspondente ao entalhe Charpy-V, para as soldas de mais alto teor de níquel, fica sempre acima de 220 HV10 enquanto que, para os baixos teores níquel este valor não passa de 207 HV10. Vê-se que o efeito do níquel torna-se mais pronunciado para as soldas do arame 08-35, com dureza média acima do valor máximo de 250 HV10 obtido nas demais soldas. Este comportamento pode ser resultante da interação entre os maiores teores de manganês e de níquel, ou seja, 0,80% Mn e 3,6% Ni para solda (08-35)_{CT} e 0,73% Mn e 3,0% Ni para a solda (08-35)_{ST}.

As Figuras 77 e 78 mostram o perfil da dureza ao longo da seção transversal do metal depositado desde a raiz até o reforço. A Figura 77 ilustra o perfil da dureza para as soldas com tecimento. Neste caso, fica evidente o efeito endurecedor do níquel, enquanto que o efeito do manganês não é bem definido. A Figura 78 ilustra a evolução da dureza para as soldas de alto manganês (08-00/35), com e sem tecimento. Dos resultados obtidos nota-se que o aumento simultâneo nos teores de manganês e de níquel aumentou significativamente a dureza entre as soldas (05-08)_{CT} e (08-35)_{CT}, (05-08)_{ST} e (08-35)_{ST}, enquanto o efeito da técnica de soldagem não foi significativo, conforme é ilustrado na Figura 78.

Deve-se considerar ainda que, com o aumento no teor de níquel, ocorreu uma redução na concentração de nitrogênio (Figura 55). Desta maneira, a redução nos teores de AlN pode ser considerada como um fator adicional para o aumento da dureza, uma vez que as soldas com os maiores teores de nitrogênio tenderam a apresentar uma menor dureza média, sendo portanto mais macias. Isto indica que o nitrogênio presente no metal de solda encontra-se predominantemente ligado na forma de nitreto de alumínio sendo, portanto, o teor de nitrogênio livre reduzido que pouco contribui com a resistência mecânica do metal depositado. Estes resultados estão de acordo com aqueles obtidos por Grong e colaboradores [02 apud 48].

TABELA 35 - Resultado do ensaio de dureza para as diversas soldas.

Tipo de solda	Dureza Vickers, HV10. Valores médios.							
	Média geral		Raiz		Entalhe		Topo	
	CT	ST	CT	ST	CT	ST	CT	ST
05-00	180	194	170	168	178	184	197	223
05-08	190	196	188	184	188	199	194	201
05-23	227	250	227	240	221	244	244	268
05-35	246	249	237	226	242	258	260	261
08-00	178	188	180	194	168	180	196	201
08-08	214	208	198	208	207	204	245	215
08-23	237	256	225	252	224	247	264	259
08-35	304	316	258	286	278	319	388	328

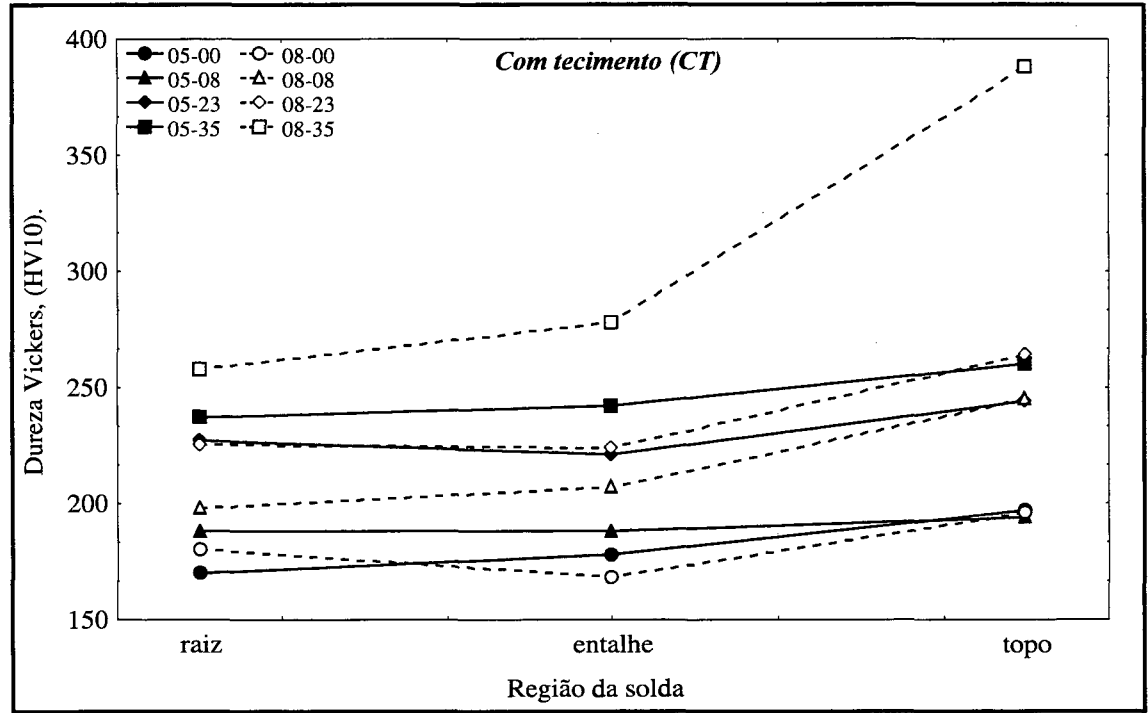


FIGURA 75 - Dureza média na raiz, no entalhe Charpy-V e no topo das soldas CT.

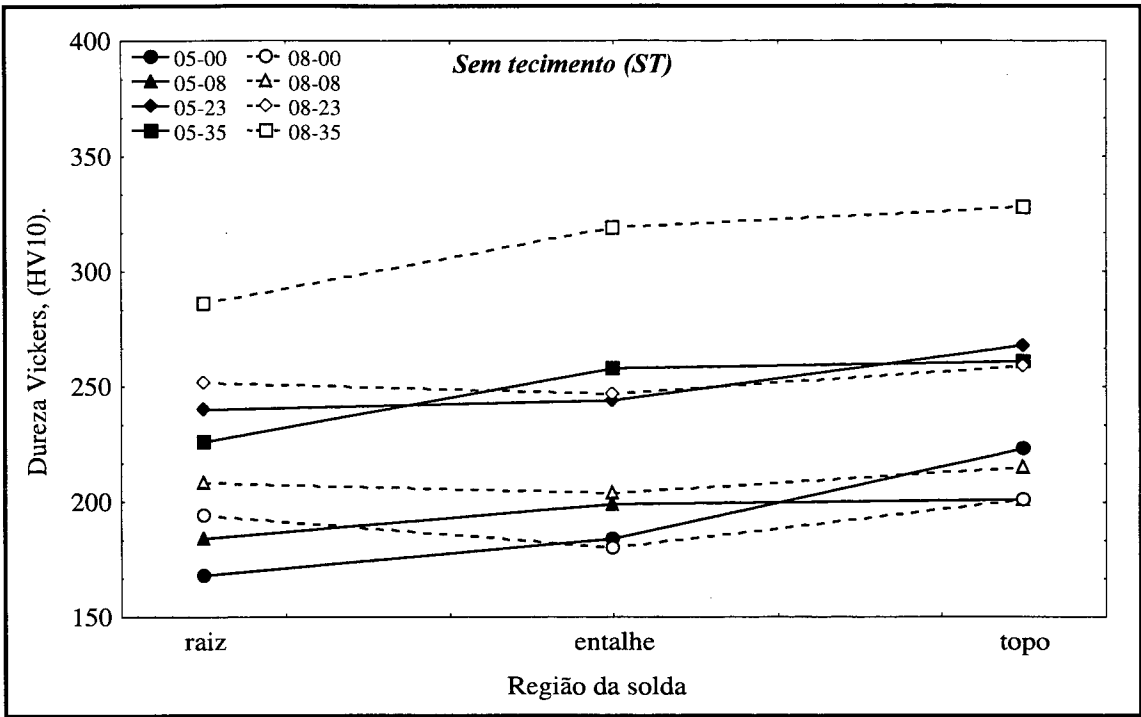


FIGURA 76 - Dureza média na raiz, na região correspondente ao entalhe Charpy-V e no topo das soldas ST.

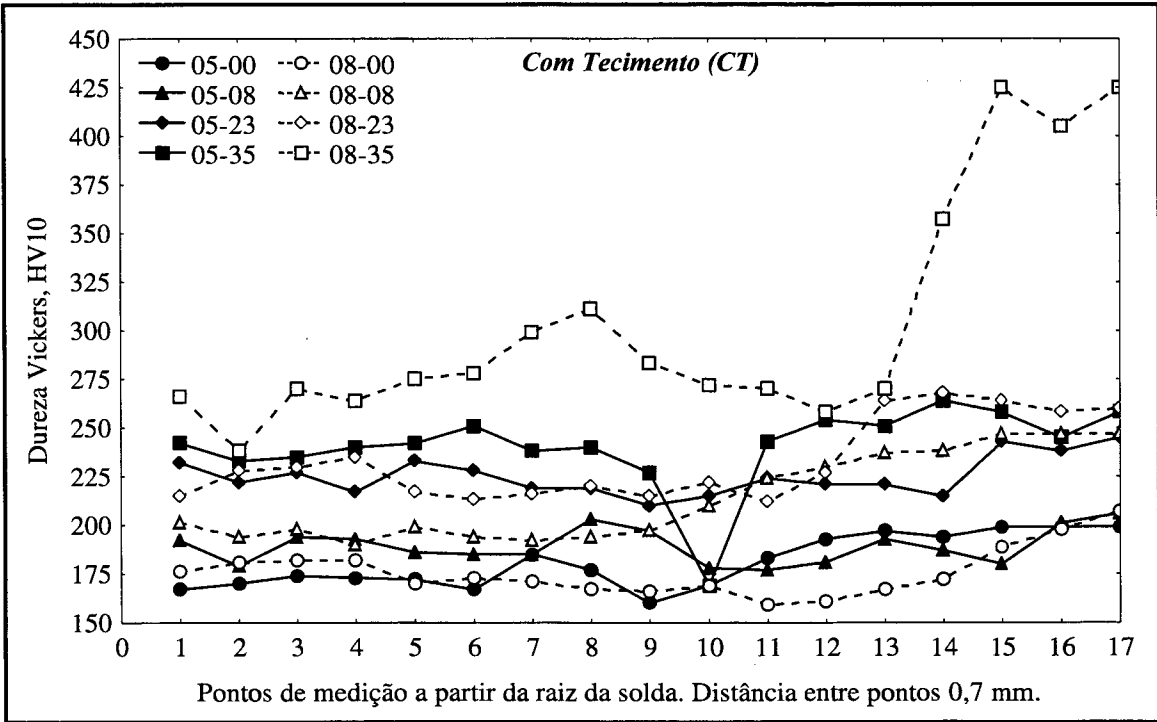


FIGURA 77 - Perfil da dureza para soldas com tecimento.

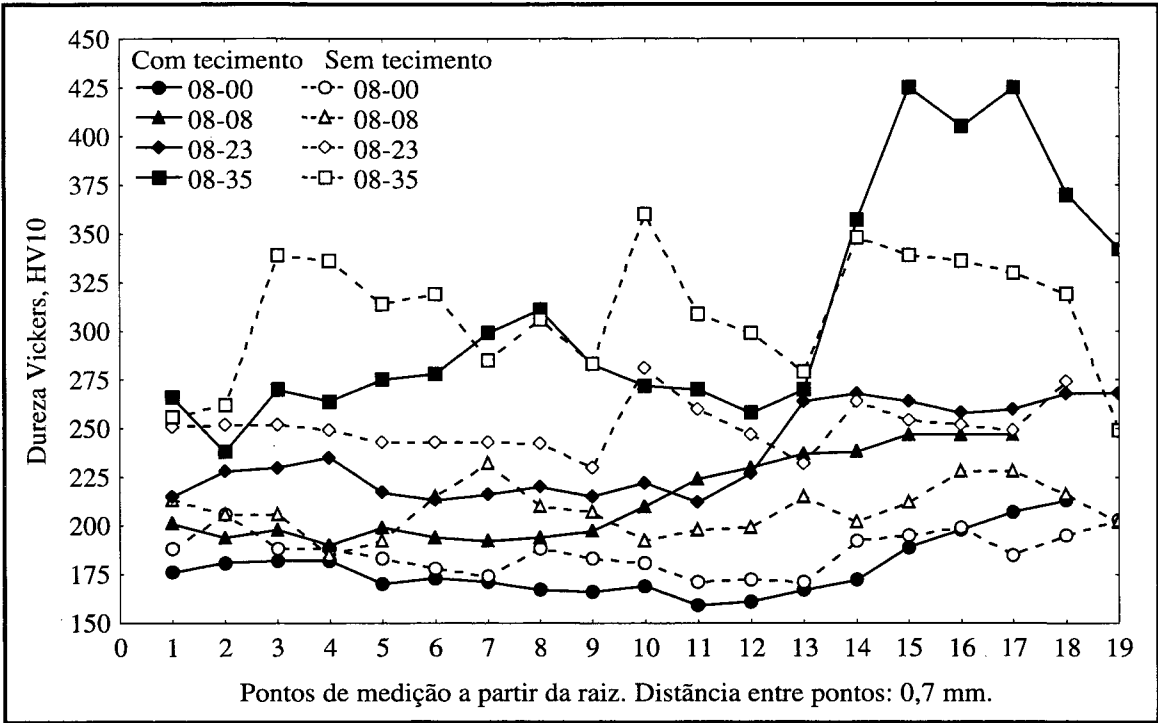


FIGURA 78 - Perfil da dureza para as soldas com e sem tecimento.

6.6.2 RESISTÊNCIA À TRAÇÃO

O resultado do ensaio de resistência à tração é mostrado na Tabela 36, onde se pode comparar os valores da tensão limite de escoamento (σ_e), da tensão limite de resistência (σ_r), do alongamento percentual (A) e da estricção (S). De um modo geral, os valores de σ_e e de σ_r obtidos para as soldas dos diversos arames experimentais tenderam a superar os valores mínimos de $\sigma_e=414$ MPa e de $\sigma_r=496$ MPa especificados para o arame comercial de referência da classe AWS E71T-7 (Tabela 3).

Após a realização dos ensaios de resistência à tração, foram verificadas algumas inclusões de escória e porosidades na superfície de ruptura das soldas 05-00, 05-35, 08-00 e 08-08 para as duas técnicas de soldagem e para as soldas (05-08)_{CT}, (05-23)_{ST} e (08-35)_{CT}. Isto pode invalidar os baixos valores de σ_e (< 414 MPa) e de σ_r (< 496 MPa) para as soldas (05-00)_{CT}, (05-00)_{ST} e (08-00)_{CT} e no caso de σ_e também para as soldas (05-08)_{CT} e (08-08)_{CT}. Além disso, a ausência de níquel nas soldas 05-00 e 08-00 é também um fator que reduz o limite de resistência. Estes resultados podem ser melhor interpretados com o auxílio das Figuras 79, 80 e 81.

A Figura 79 ilustra o efeito dos teores de níquel e de manganês sobre as tensões limite de escoamento e de resistência à tração. Percebe-se que o aumento do teor de níquel aumentou σ_e e σ_r , enquanto que o aumento do teor de manganês só foi efetivo para aumentar estas propriedades mecânicas nas soldas de elevado teor de níquel. Acima de 0,8% Ni a tensão limite de resistência tendeu a ser maior para as soldas sem tecimento (ST). O incremento da resistência mecânica, como consequência do aumento do teor de níquel, está associado a fatores, tais como: maior presença de martensita e do microconstituente MA, redução do tamanho de grão colunar e endurecimento por solução sólida.

Os efeitos do teor de níquel e de manganês sobre o alongamento e sobre a redução em área do metal de solda são mostrados, respectivamente, pelas Figuras 80 e 81. O exame dessa Figuras sugere uma melhora de ductilidade para teores intermediários de níquel (em torno de 1,5%). Por outro lado, deve-se considerar também, conforme é ilustrado na Figura 82, que σ_r se reduziu com o aumento da concentração de nitrogênio. Deste modo, para os mais altos teores de níquel correspondem as menores concentrações de nitrogênio e as maiores tensões de resistência no metal de solda. Este comportamento reforça o resultado do ensaio de dureza onde se deduziu que a quase totalidade do nitrogênio presente no metal de solda, encontra-se ligado na forma de nitretos e pouco contribuiu com o aumento do seu limite de resistência mecânica [02 apud 48].

Embora não se possa quantificar a fração de contribuição de cada fator com o aumento da tensão limite de resistência, percebe-se uma tendência de redução desta tensão com o aumento do tamanho do grão colunar, como indicam as Figuras 83 e 84. Deve-se destacar finalmente, que não foi identificada nenhuma relação bem definida entre a percentagem de zona colunar (Tabela 34) e as propriedades de resistência mecânica.

TABELA 36 - Dados do ensaio de resistência a tração para as diversas soldas.

Tipo de solda	σ_e (MPa)		σ_r (MPa)		A (%)		S (%)	
	CT	ST	CT	ST	CT	ST	CT	ST
05-00	366	378	468	478	11,0	12,0	18,0	27,0
05-08	408	448	546	561	31,0	27,0	54,0	44,0
05-23	470	594	600	676	27,0	17,0	44,0	19,0
05-35	553	644	629	681	11,0	7,0	15,0	12,0
08-00	377	367	472	508	12,0	28,0	23,0	36,0
08-08	408	484	506	594	19,0	20,0	36,0	40,0
08-23	547	645	664	708	23,0	26,0	44,0	30,0
08-35	699	811	747	845	12,0	7,0	15,0	18,0

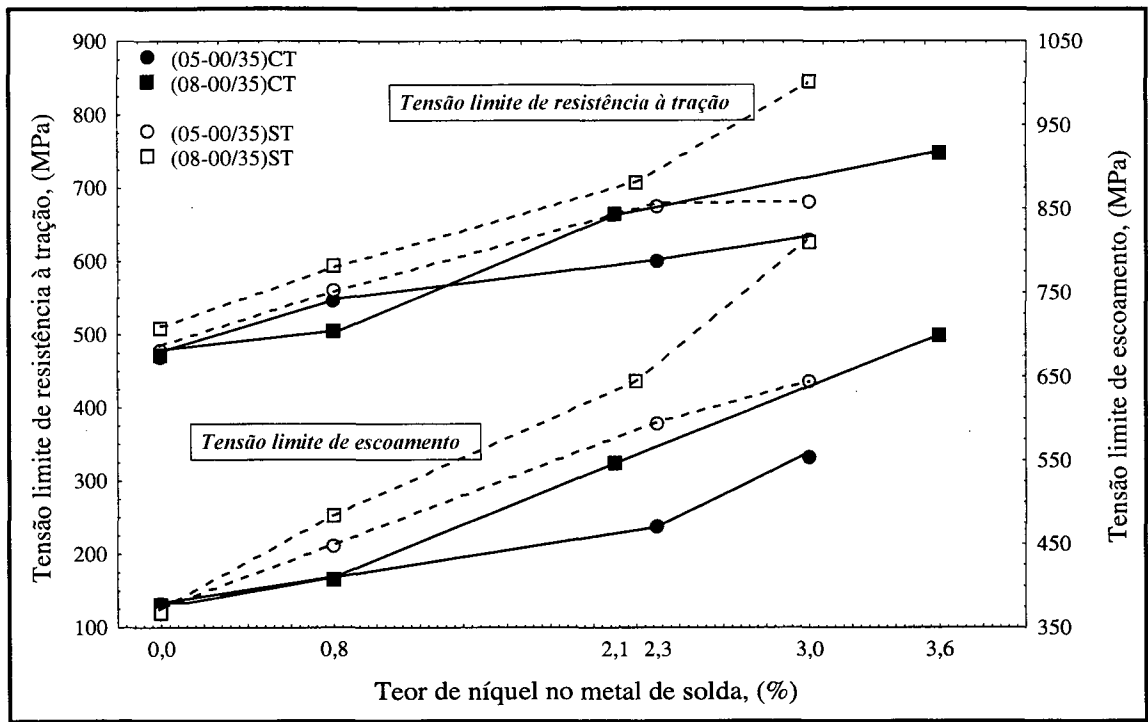


FIGURA 79 - Efeito do teor de níquel e de manganês sobre σ_r e σ_e do metal de solda, com (CT) e sem (ST) tecimento.

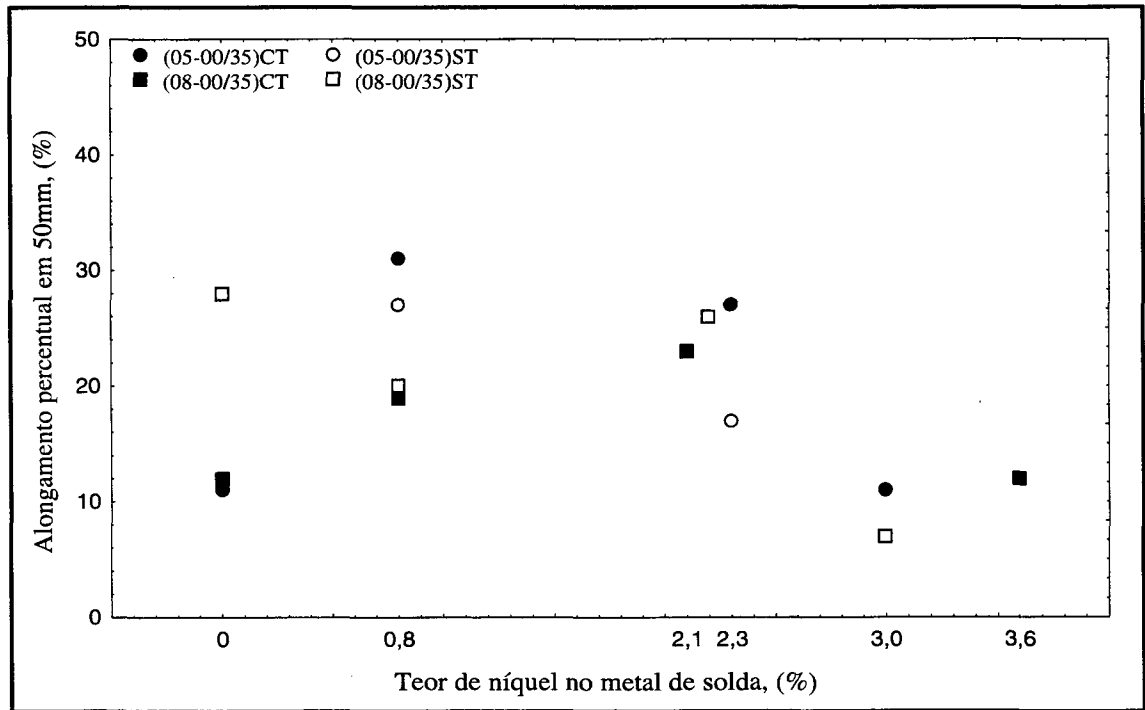


FIGURA 80 - Efeito do teor níquel e do manganês sobre o alongamento do metal de solda, com (CT) e sem (ST) tecimento.

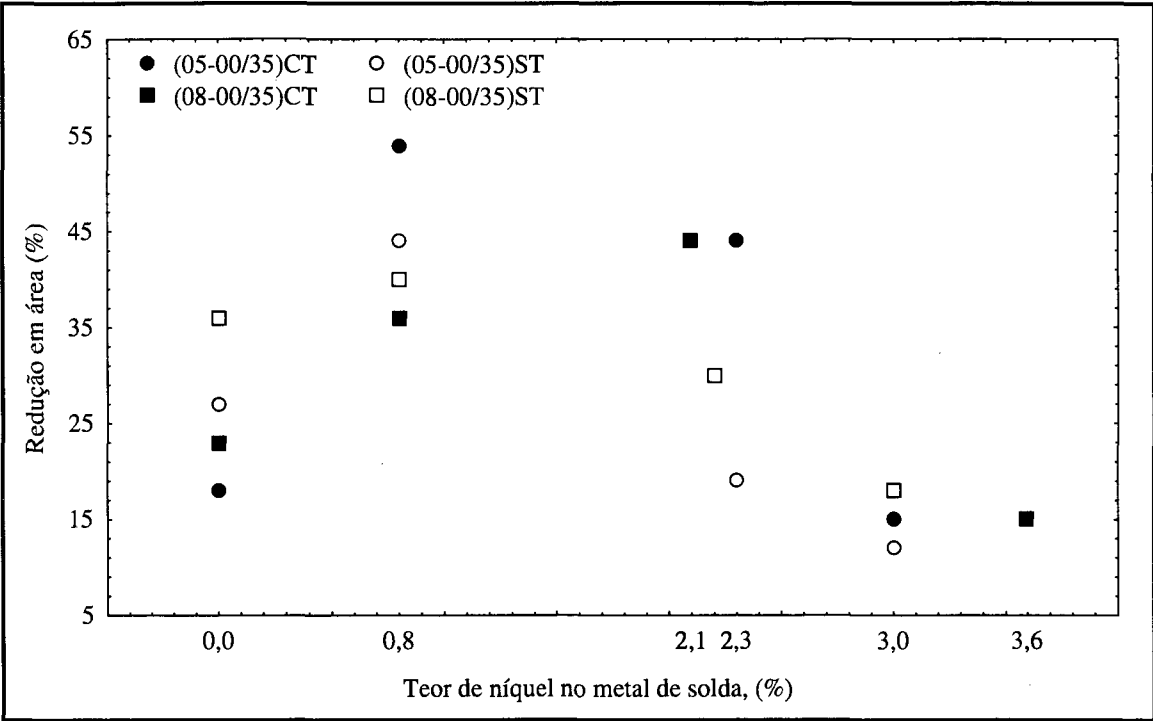


FIGURA 81 - Efeito do teor de níquel e de manganês sobre a redução em área do metal de solda, com (CT) e sem (ST) tecimento.

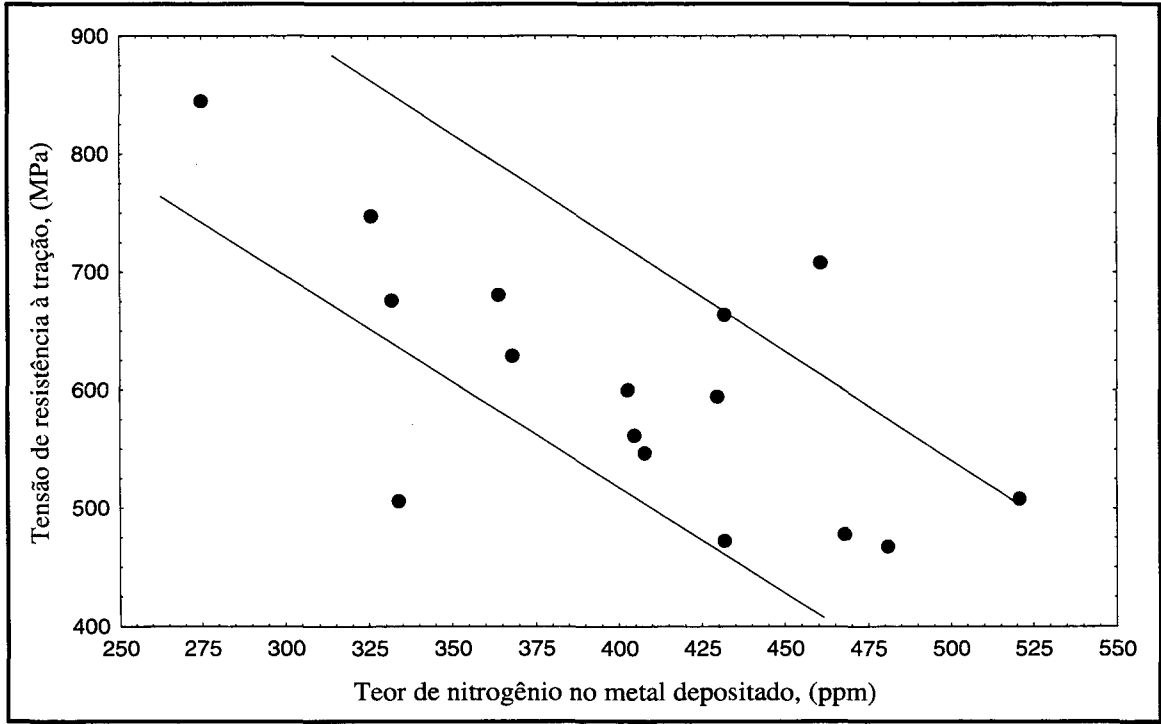


FIGURA 82 - Efeito do teor de nitrogênio sobre σ_r do metal de solda.

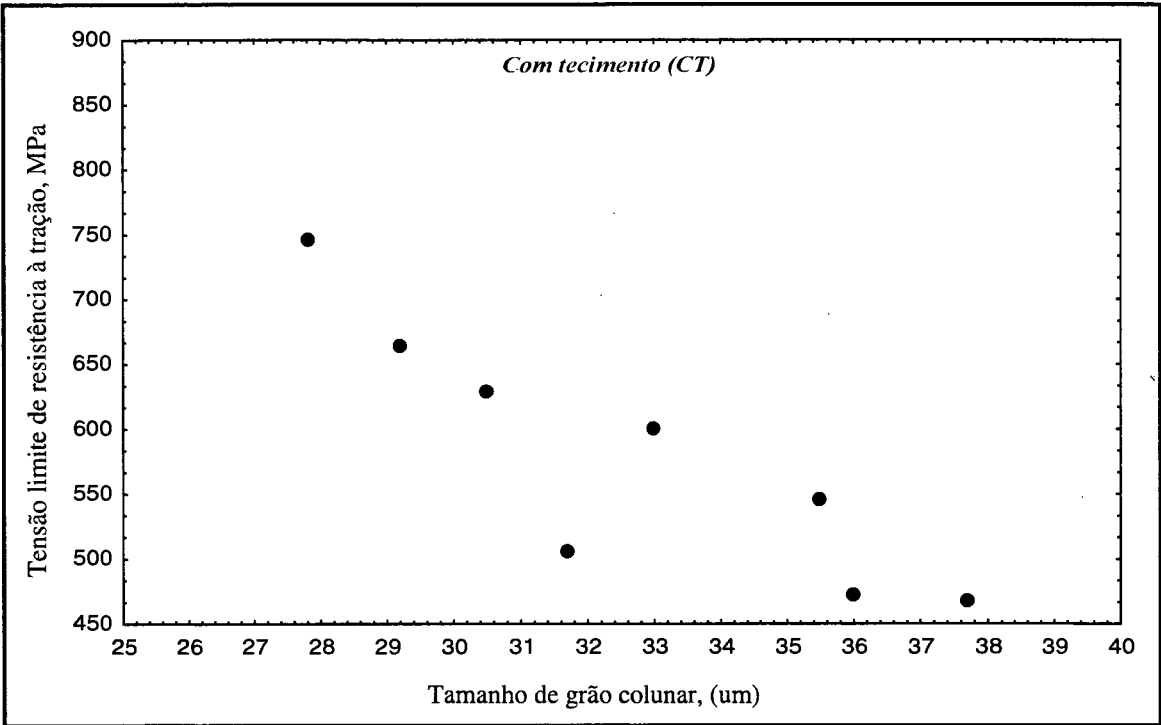


FIGURA 83 - Efeito do tamanho do grão sobre σ_r do metal de solda, com tecimento (CT).

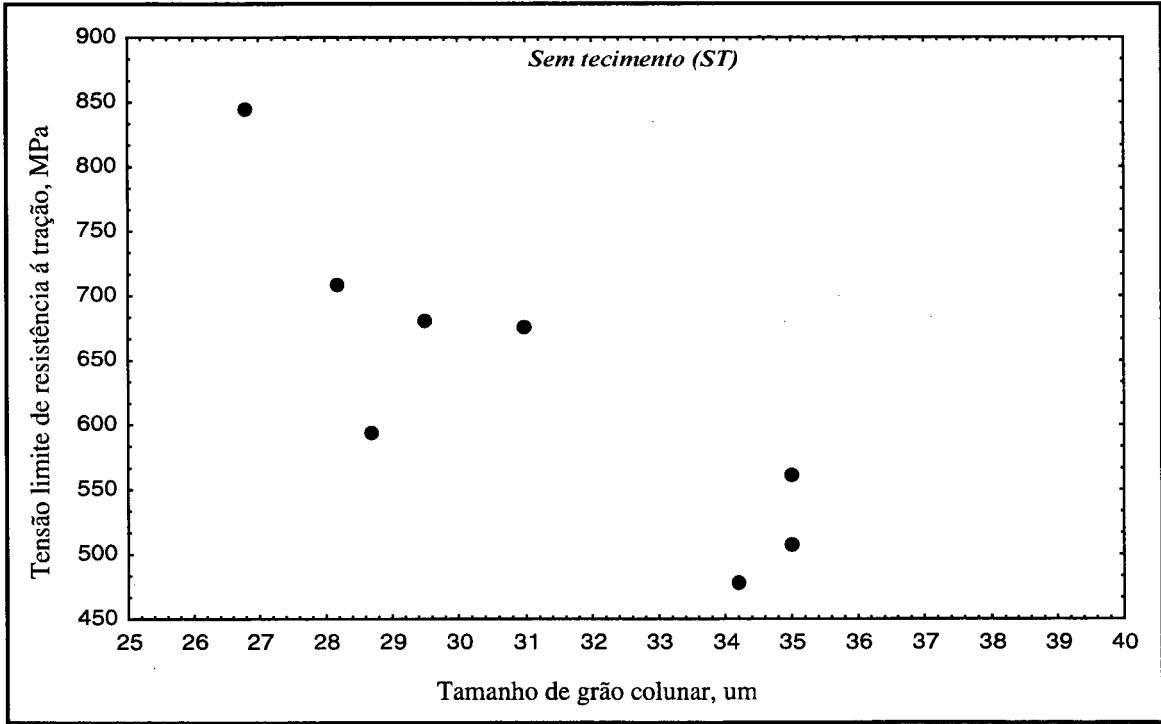


FIGURA 84 - Efeito do tamanho do grão sobre σ_r do metal de solda, sem tecimento (ST).

6.6.3 RESISTÊNCIA AO IMPACTO

A Tabela 37 reúne os resultados dos ensaios de resistência ao impacto Charpy-V, nas temperaturas de - 40 °C, 0 °C e 20 °C, para as soldagens com tecimento (CT) e sem tecimento (ST). Das cinco repetições realizadas, por temperatura e por técnica de soldagem, desprezou-se os valores extremos. Nesta Tabela, além dos três valores intermediários da resistência ao impacto e suas média (entre parênteses), mostra-se o desvio padrão (σ) e o nível de significância (α) destes resultados, obtidos da análise estatística de variância.

Pela Tabela 37, vê-se que o níquel afetou esta propriedade mecânica enquanto que, o manganês e a técnica de soldagem, não exerceram efeitos significativos. Verifica-se que a - 40 °C, os maiores valores de resistência ao impacto ocorreram para o maior teor de níquel, ou seja, para as soldas 05-35 e 08-35. O valor médio de 27 J, obtido para a solda (08-35)_{ST}, equiivale à tenacidade em soldas de arames tubulares autoprottegidos com adição de níquel, referidos pela norma AWS A5.29-80. Este efeito pode estar relacionado com o refinamento da microestrutura ocorrido devido ao incremento de níquel. Estes dados podem ser melhor interpretados com o auxílio das Figuras 85-91, que ilustram a variação da resistência ao impacto para as diferentes condições de soldagem estabelecidas neste trabalho.

TABELA 37 - Dados da resistência ao impacto, Charpy-V (J).

Tipo solda	Resistência ao impacto Charpy-V (J)								
	- 40 °C	σ	α %	0 °C	σ	α %	20 °C	σ	α %
(05-00) _{CT}	7-7-7 (7)	0,0	0,0	35-30-37 (29)	3,6	0,0	48-48-49 (48)	0,6	0,0
(05-08) _{CT}	5-5-5 (5)	0,0		19-19-15 (18)	2,3		30-30-29 (30)	0,6	
(05-23) _{CT}	10-12-12 (11)	1,2		25-25-29 (27)	2,3		39-40-49 (45)	5,5	
(05-35) _{CT}	18-22-20 (20)	2,0		38-40-40 (39)	1,2		37-49-42 (43)	6,0	
(08-00) _{CT}	7-7-5 (6)	1,2		35-33-25 (31)	5,3		52-59-64 (48)	6,0	
(08-08) _{CT}	6-10-7 (8)	2,1		25-13-18 (19)	6,0		29-26-26 (27)	1,7	
(08-23) _{CT}	12-12-15 (14)	1,7		32-32-33 (31)	0,6		49-49-49 (49)	0,0	
(08-35) _{CT}	24-21-22 (22)	1,5		34-34-36 (35)	1,2		47-38-42 (42)	7,5	
(05-00) _{ST}	6-7-7 (7)	0,6	0,0	20-35-17 (24)	9,6	0,0	48-40-55 (48)	7,5	0,0
(05-08) _{ST}	8-7-7 (7)	0,6		19-26-23 (23)	3,5		46-48-41 (45)	3,6	
(05-23) _{ST}	14-11-11 (12)	1,7		25-26-26 (26)	0,6		35-37-33 (35)	2,0	
(05-35) _{ST}	27-27-22 (25)	2,9		40-35-40 (38)	2,9		43-46-44 (44)	1,5	
(08-00) _{ST}	11-15-22 (16)	5,5		45-46-50 (47)	2,6		65-65-56 (62)	5,2	
(08-08) _{ST}	10-7-9 (9)	1,5		29-29-25 (28)	2,3		46-43-48 (46)	2,5	
(08-23) _{ST}	10-12-16 (13)	3,0		26-27-30 (28)	2,1		43-45-47 (45)	2,0	
(08-35) _{ST}	28-28-26 (27)	1,2		42-38-39 (40)	2,1		43-43-40 (42)	1,7	

Para a soldagem com tecimento, a Figura 85 mostra que o aumento no teor de níquel além de 0,8% aumentou a resistência ao impacto. Para este teor de níquel, observa-se uma queda na resistência ao impacto em 0 °C e em 20 °C. Este comportamento deve estar associado a formação de martensita e do microconstituente MA a partir da adição de 0,8% Ni, enquanto o efeito do refinamento da microestrutura, esperado para este teor de níquel, em relação às soldas com 0,0% Ni, não superou o efeito dos microconstituintes. O refinamento de grão e da microestrutura promovido pelo aumento do teor níquel para 2,3% e a decomposição do microconstituente MA (Figura 60.f), podem justificar a elevação da resistência ao impacto haja vista que a fração de grãos colunares no entalhe foi similar para as diversas soldas (Tabela 34).

O exame da Tabela 34, com o auxílio das Figuras 61 e 64, mostra que o aumento simultâneo nos teores de manganês e de níquel tendeu a refinar a microestrutura do metal depositado, favoreceu a formação de martensita e eliminou a presença de MA, solda (08-35)_{CT}, sem, no entanto, alterar significativamente a resistência ao impacto, Figura 85. Um resultado semelhante foi encontrado por Zeemann, Rebello e Evans [40], para o metal como soldado por um eletrodo revestido básico com teores de manganês entre 0,6 e 1,8% e de níquel entre 0,0 e 3,5%. Eles verificaram para o metal de solda com 0,6% Mn, que o aumento do teor de níquel refinou a microestrutura e aumentou a sua tenacidade. Estes pesquisadores também constataram que, para teores de manganês acima de 0,6%, o aumento no teor de níquel foi bastante prejudicial à resistência ao impacto do metal como depositado.

Para a soldagem sem tecimento, o aumento do teor de níquel também tendeu a refinar a microestrutura, porém, o aumento esperado para a resistência ao impacto só se verificou para as soldas de elevado teor de níquel. Este comportamento é ilustrado na Figura 86. Percebe-se que, nas temperaturas de - 40 °C e de 0 °C, a resistência ao impacto se mantém praticamente constante entre 0,8 e 2,3% Ni e, a seguir, aumenta com o aumento do teor de níquel para 3,0%. Já na temperatura de 20 °C, nota-se uma tendência de redução desta propriedade mecânica com o aumento do teor de níquel.

Os dados da Tabela 37, auxiliados pela Figura 87, mostram que não há um efeito consistente da técnica de soldagem sobre a resistência ao impacto do metal de solda. Conforme já foi mencionado anteriormente, apesar das soldas sem tecimento apresentarem menores aportes térmicos, exceto (05-00)_{ST}, Tabela 31, os passes não foram suficientemente pequenos (na seção

transversal) para produzir uma fração significativa de zona retransformada e assim incrementar a resistência ao impacto no metal de solda.

Os resultados obtidos não revelam nenhuma relação entre a concentração de oxigênio e a resistência ao impacto. Já o aumento do teor de nitrogênio, tendeu a afetar esta propriedade mecânica sendo este efeito dependente da temperatura, como indicam as Figuras 88 e 89. Percebe-se que o aumento do teor de nitrogênio tendeu a aumentar a tenacidade do metal depositado em 20 °C e a reduzi-la em - 40 °C. Este último efeito deve estar relacionado à distorção imposta à rede cristalina em baixa temperatura, causada pela presença de átomos intersticiais de nitrogênio. Deve-se lembrar ainda que aos mais baixos teores de níquel corresponderam os mais altos teores de nitrogênio. Isto também afeta a tenacidade do metal de solda. No entanto, conforme já foi discutido anteriormente, a maior parte do nitrogênio encontra-se ligado na forma de nitreto de alumínio e pouco contribuiu com as propriedades mecânicas. De acordo com Boniszewski [02], a quantidade admissível de nitrogênio intersticial para a solda a arame tubular autoprotégido encontra-se entre 5 e 20 ppm. Segundo este pesquisador, esta concentração é muito baixa e não causa uma deformação significativa da rede cristalina capaz de reduzir a resistência ao impacto. Apesar de entendermos haver um balanço entre os efeitos do Níquel e do Nitrogênio, não nos foi possível explicar o aumento da tenacidade a 20 °C em contraposição com a redução verificada a - 40 °C.

Finalmente, conforme é ilustrado pelas Figuras 90 e 91, deve-se destacar que, para o sistema de fluxo analisado, nesta faixa de temperaturas (- 40 °C a 20 °C), não ocorreu transição dúctil/frágil para os diferentes metais de solda obtidos.

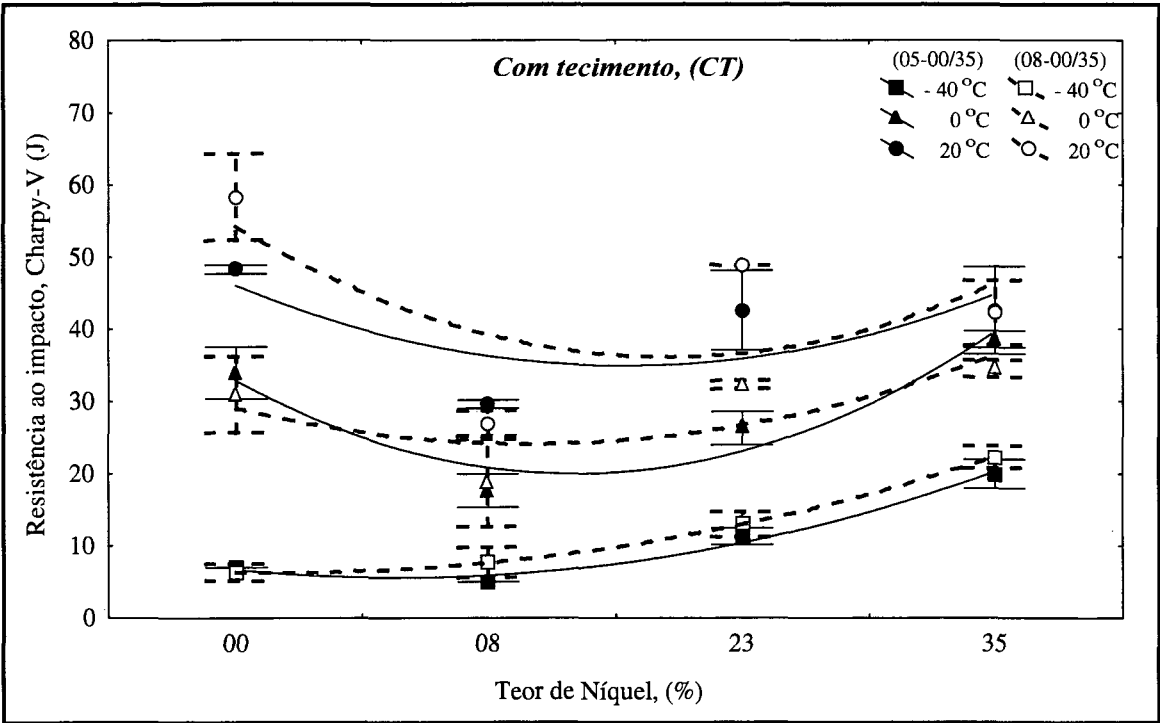


FIGURA 85 - Efeito do teor de níquel e de manganês sobre a tenacidade do metal de solda. Soldagem com tecimento.

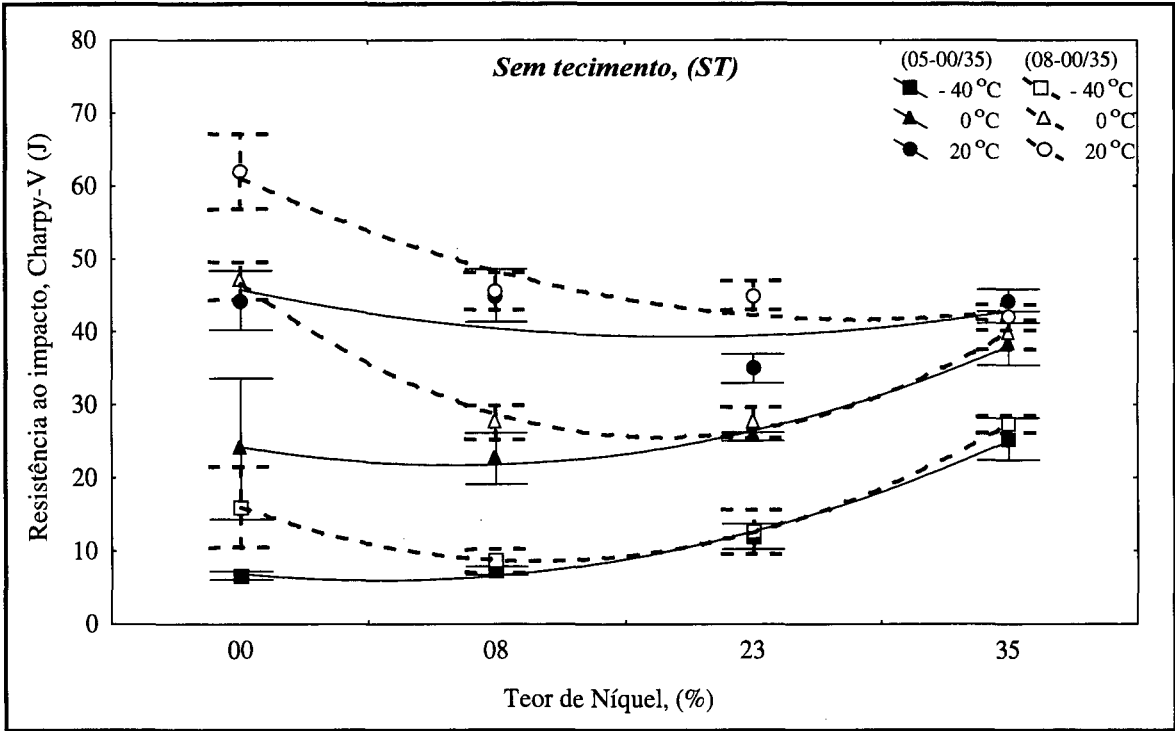


FIGURA 86 - Efeito do teor de níquel e de manganês sobre a tenacidade do metal de solda. Soldagem sem tecimento.

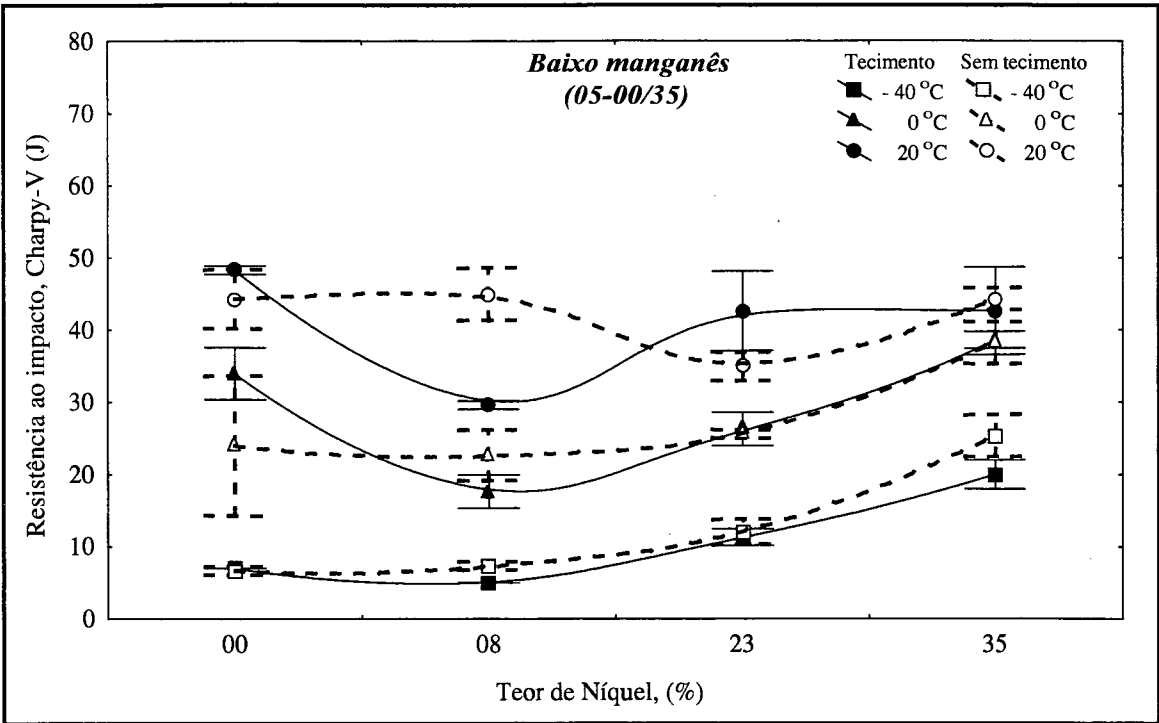


FIGURA 87 - Efeito do teor de níquel e da técnica de soldagem sobre a resistência ao impacto do metal de solda, CT e ST. Soldas de baixo manganês.

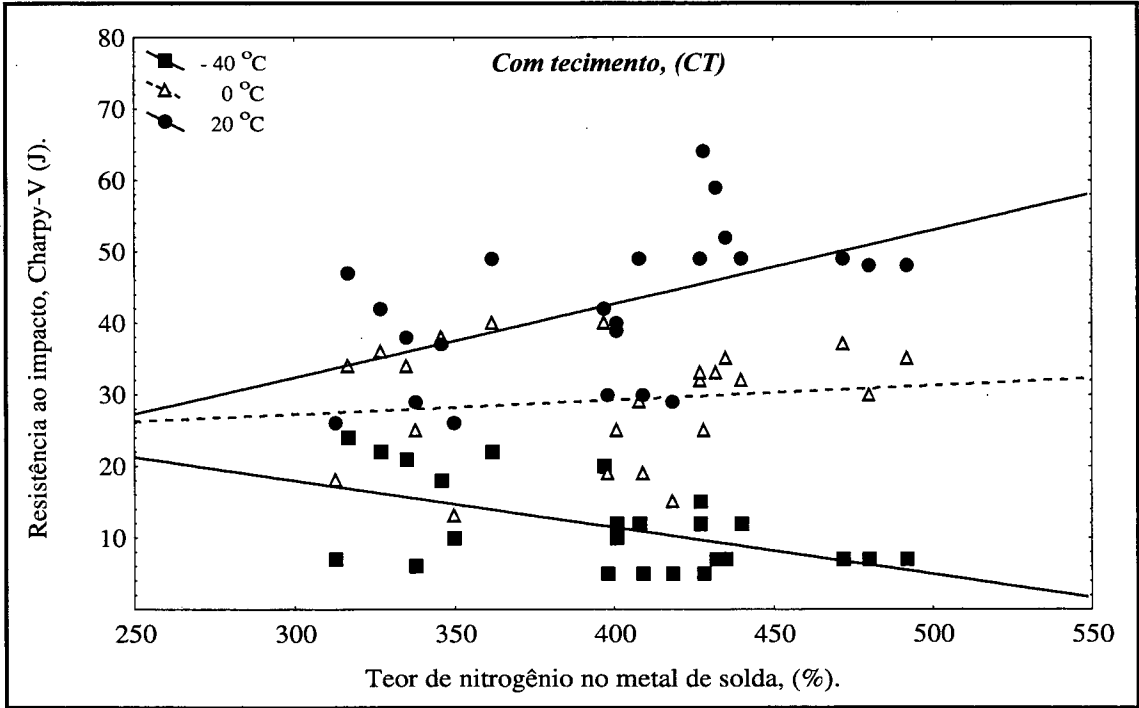


FIGURA 88 - Efeito do teor de nitrogênio sobre a resistência ao impacto do metal depositado. Soldagem com tecimento.

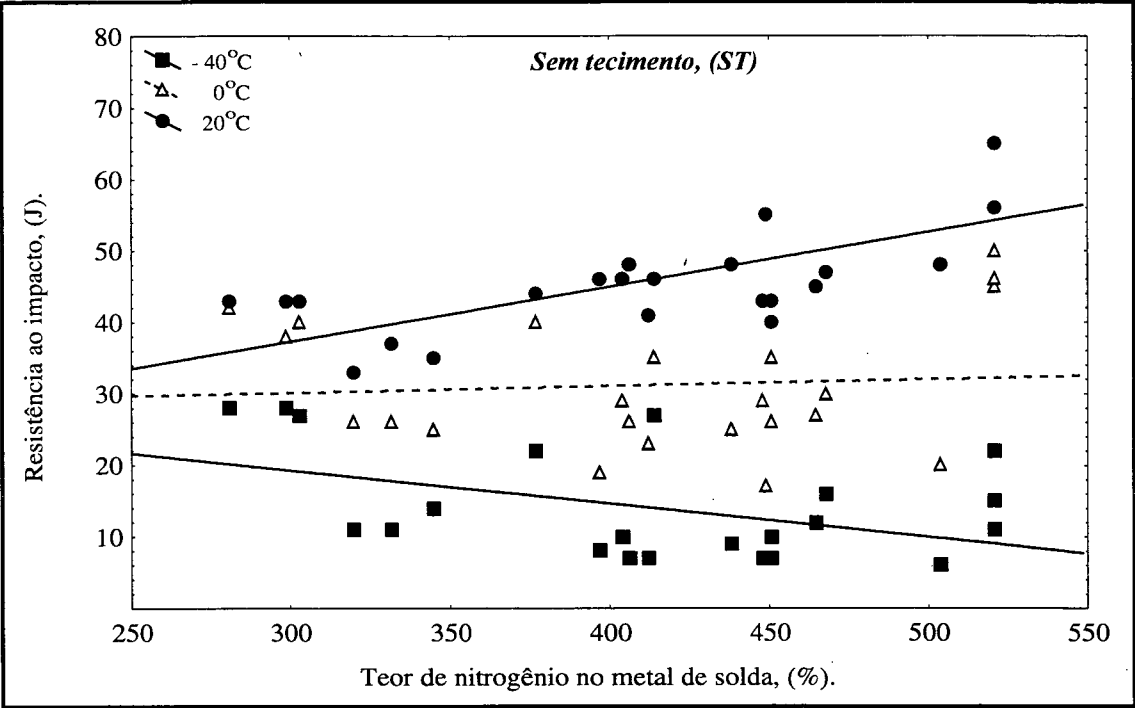


FIGURA 89 - Efeito do teor de nitrogênio sobre a resistência ao impacto do metal depositado. Soldagem sem tecimento.

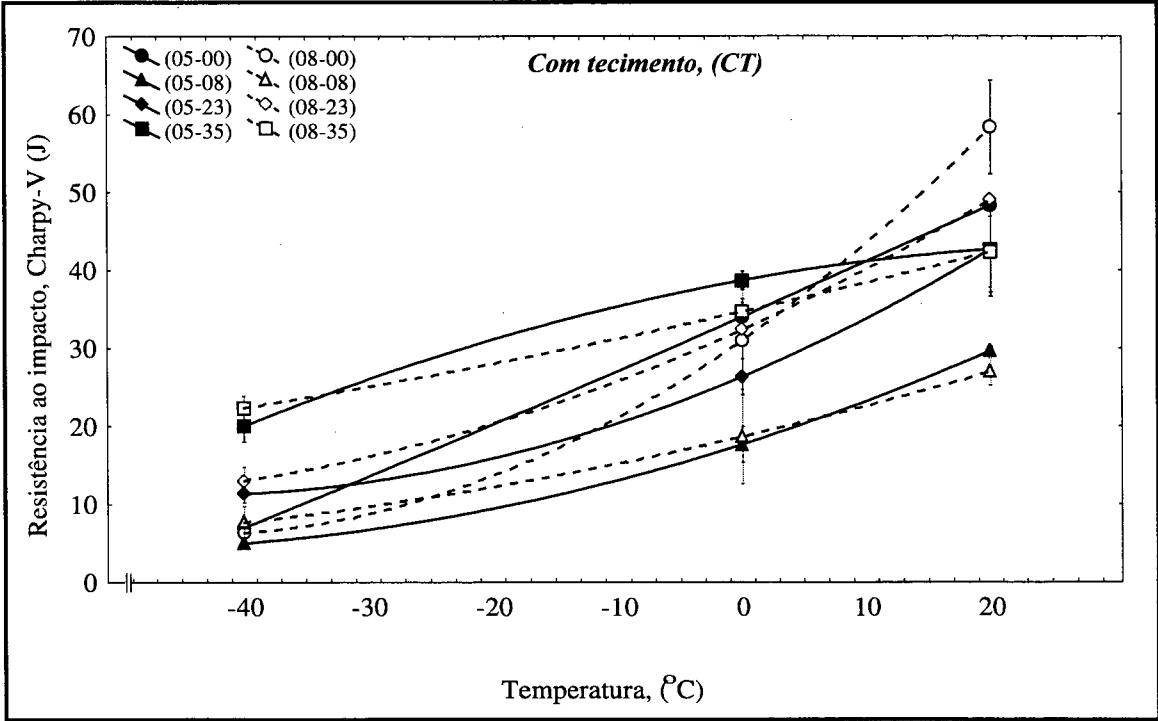


FIGURA 90 - Efeito da temperatura sobre a resistência ao impacto do metal de solda. Soldagem com tecimento.

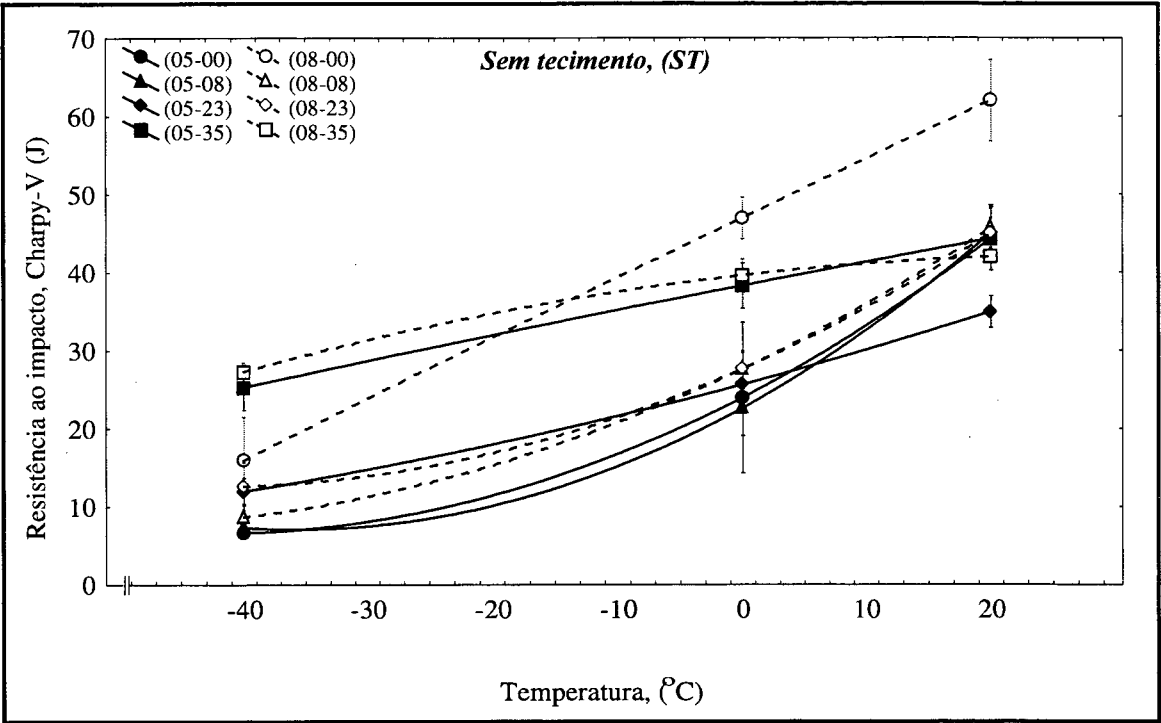


FIGURA 91 - Efeito da temperatura sobre a resistência ao impacto do metal de solda. Soldagem sem tecimento.

7 CONSIDERAÇÕES FINAIS

O fluxo de um arame tubular autoprotégido é constituído por uma grande quantidade de ingredientes que desempenham uma ou mais funções. A sua formulação requer um profundo conhecimento de todos os aspectos envolvidos no processo de soldagem. Seus constituintes caracterizam uma gama de diferentes tipos de matérias-primas com distintas formas e teores. Qualquer alteração em um ou mais destes constituintes exige um adequado balanço dos demais para manter inalteradas as funções designadas do fluxo. Pouco se conhece a respeito dos mecanismos controladores das reações gás/metál, metál/escória e gás/escória. Além disso, ainda não existem estudos sistemáticos e consistentes sobre este tipo de arame que contemple todos estes itens.

Neste trabalho, para a fabricação dos arames experimentais, partiu-se de um consumível de referência (AWS E 71T-7), reconhecido pelas boas características operacionais e econômicas. Procurou-se manter o sistema protetor original e alterou-se apenas o sistema ligante. Neste, ocorreram substituições de teores de níquel e de manganês por pó de ferro.

Uma avaliação de diferentes formulações do fluxo destes arames pode ser realizada através do estudo do comportamento do arco. Neste trabalho, os resultados não indicaram diferenças significativas de estabilidade do arco entre os arames experimentais e o arame comercial de referência. Deve-se considerar ainda que o controle da composição química, da microestrutura e das propriedades mecânicas da solda, além de depender da composição do fluxo, é também dependente das variáveis do processo de soldagem, tornando-se, por isso, bastante difícil.

Uma comparação entre as características metalúrgicas e as propriedades mecânicas também foi feita por Trotti [91]. Este pesquisador empregou arames tubulares autoprotégidos de 2,0 mm semelhantes aos utilizados neste trabalho, cujo metál de solda com (0,16-0,24%) C, (0,62-0,85%) Mn, (0,64-3,97%) Ni, (341-561ppm) N₂ e (73-106ppm) O₂ apresentou fração de zona retransformada entre 56 e 78%. A operacionalidade dos consumíveis não foi avaliada. A microestrutura da zona colunar foi de ferrita com segunda fase e, em apenas uma amostra, ocorreu indícios de ferrita delta. Na região retransformada, Trotti não verificou uma clara diferença entre zonas de grãos grosseiros ou finos. Os maiores valores de tenacidade,

44J (0° C), 47J (- 20° C), 42J(- 30° C) e 38J (- 40° C), ocorreram com 0,19% C; 0,66% Mn; 3,9% Ni; 1,14% Al; 561 ppm N₂ e 96 ppm O₂. A fração de zona retransformada na região a coincidente com o entalhe Charpy-V foi de 78%. Este pesquisador credita esta boa tenacidade ao elevado teor de níquel, aos teores de carbono numa faixa capaz auxiliar na restauração das transformações austeníticas, ao conteúdo de oxigênio próximo de 100 ppm, a ausência de ferrita delta com morfologia de solidificação e a alta percentagem de zona retransformada.

Uma característica importante deste trabalho é a obtenção de tenacidade equivalente à obtida por Trotti [91], embora não se tenha obtido uma maior fração de área retransformada na solda. Outros aspectos que merecem destaque são:

a) Teores de Carbono.

Os teores de carbono se mantiveram numa faixa considerada ótima, entre 0,14 e 0,18%, pois não promoveram uma grande formação de carbonetos e auxiliaram na restauração do campo austenítico, o que reduz a possibilidade de formação da fase delta bastante prejudicial a resistência ao impacto.

b) Teores da Manganês e de Níquel.

Os baixos teores de manganês, entre 0,54 e 0,80%, foram adequados à redução na formação de porosidades, sem acentuar o endurecimento por solução sólida. Os teores de níquel, acima de 2,1%, ampliaram o campo austenítico recompondo a transformação $\delta \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$, refinaram a microestrutura mas aumentaram a participação da martensita e, na maioria dos casos, também do microconstituente MA.

c) Teores de Alumínio, de Oxigênio e de Nitrogênio.

Os teores de alumínio foram adequados à redução da incidência de porosidades devidas ao oxigênio ou ao nitrogênio. Os teores de oxigênio, entre 104 e 244 ppm, contribuíram com a formação de ferrita com segunda fase. O nitrogênio, em teores entre 275 e 521 ppm, encontra-se ligado na forma de nitreto de alumínio e não contribuiu para a deterioração das propriedades mecânicas da solda.

d) Técnica de soldagem.

A técnica de soldagem, em baixos valores de aporte térmico, não promoveu uma grande fração de zona retransformada, o que pode ter impedido que se conseguisse níveis ainda melhores de tenacidade no metal de solda.

Pode-se considerar que, os bons níveis de resistência à tração e de resistência ao impacto obtidos na soldagem sem tecimento, correspondem à resistência de arames ligados ao níquel regidos pela norma AWS A5.29-80. Os valores da tensão limite de resistência à tração que resultaram em melhores propriedades de resistência ao impacto, foram de 681 MPa (05-35)ST e de 845 MPa (08-35)ST. Estes resultados são importantes uma vez que, mesmo para estes valores elevados de resistência à tração, foi possível alcançar boas propriedades de resistência ao impacto a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Observa-se ainda que as condições de soldagem utilizadas não foram ideais para se obter uma maior fração de zona retransformada ao longo da seção transversal da solda. Deste modo, pode-se supor que a aplicação destes arames nas condições empregadas por Trotti [91], certamente levariam à melhores propriedades de resistência ao impacto. Ressalta-se, finalmente, as excelentes estabilidade do arco e características econômicas destes arames.

A seguir apresentam-se as conclusões obtidas deste trabalho.

7.1 CONCLUSÕES

☞ A formulação de arames experimentais com diferentes teores de Mn e de Ni, mantido o sistema de proteção, garantiu uma boa proteção do metal fundido, não comprometeu a estabilidade do arco, nem as características econômicas e geométricas da solda, quando comparado com o arame da classe AWS E71T-7. A estabilidade do arco foi avaliada pela facilidade de transferência de massa e pela regularidade de transferência de massa e de carga elétrica.

☞ As propriedades mecânicas das soldas obtidas dos arames experimentais com adição de níquel, superaram aquelas especificadas pela norma AWS A5.20-79 para o arame comercial de referência. É possível obter valores satisfatórios de tenacidade a baixas

temperaturas, a partir de variações nos teores de manganês e de níquel, mantendo o sistema protetor dos arames da classe AWS E71T-7.

- ☞ Os teores de carbono, entre 0,14 e 0,18%, contribuíram para a restauração do campo austenítico compensando os elevados teores de alumínio, e não levaram à formação de carbonetos prejudiciais à tenacidade do metal de solda. A adição de níquel também restaurou e ampliou o campo austenítico, reduzindo a participação da fase delta na estrutura de solidificação em baixa temperatura. Aumentos além de 0,8% Ni tenderam a refinar a microestrutura, formar martensita e a aumentar a quantidade do microconstituente MA, mas também aumentaram a resistência ao impacto em baixas temperaturas.
- ☞ O efeito refinador do níquel superou o efeito da microestrutura e foi benéfico à tenacidade do metal de solda. O aumento no teor de níquel aumentou a dureza, a tensão limite de escoamento, σ_e , e a tensão limite de resistência, σ_r do metal de solda. As variações nos teores de manganês, entre 0,54 a 0,80%, não afetaram significativamente a microestrutura e nem o endurecimento por solução sólida do metal depositado. Os teores considerados ótimos de Manganês e de Níquel, que corresponderam aos melhores níveis de tenacidade, foram de 0,73% Mn e 3,0% Ni.
- ☞ Os teores de oxigênio e de nitrogênio se mantiveram em níveis usualmente encontrados na literatura técnica. O nitrogênio encontra-se predominantemente ligado na forma de nitreto de alumínio. O seu efeito sobre a resistência ao impacto depende da temperatura. Nas maiores temperaturas ocorreu uma tendência de aumento da tenacidade com o aumento do teor de nitrogênio, enquanto para baixas temperaturas esta tendência se inverteu.
- ☞ A técnica de tecimento não afetou significativamente a quantidade de área retransformada da solda e, conseqüentemente, suas propriedades mecânicas.

7.2 SUGESTÕES DE CONTINUIDADE

Com a experiência e os conhecimentos adquiridos após a realização deste trabalho, pode-se afirmar que a soldagem com os arames tubulares autoprotetidos é uma técnica

simples, de fácil execução e que pode ser implementada em muitas aplicações rotineiras da indústria, garantindo a qualidade e as propriedades mecânicas do metal depositado. No entanto, para o seu desenvolvimento no Brasil, um longo caminho precisa ainda ser percorrido na busca da confiança e de maiores conhecimentos sobre este processo de soldagem.

Apresenta-se, a seguir, algumas sugestões que julga-se serem úteis para o desenvolvimento de futuros trabalhos com este tipo de consumível.

- ☞ Estudar o comportamento de arames com maior variação no teor de manganês, por exemplo entre 0,5 e 1,0%, mantendo-se os teores de níquel utilizados neste trabalho.
- ☞ Utilizar apenas a técnica com tecimento e uma maior variação para os níveis de aporte térmico, por exemplo 2,0 e 4,0 kJ/mm, para se obter uma variação significativa na percentagem de zona retransformada.
- ☞ Ensaiar com arames de diâmetros diferentes, por exemplo 1,6 e 2,0 mm.
- ☞ Realizar ensaios fora da posição plana.
- ☞ Realizar estudos, com diferentes tipos comerciais de arames tubulares autoprotetidos, para efetivamente se comprovar, com maior segurança, a validade dos critérios de avaliação da estabilidade do arco utilizados por Farias e Quites para eletrodos revestidos [68-70].

BIBLIOGRAFIA

- [1] WARD, R. F. **A study of gas-flux-metal reactions in flux-cored arc welding.** A thesis of doctor of philosophy. Department of Metallurgy and Materials the University Birmingham, 1985.
- [2] BONISZEWSKY, T. **Self-shielded arc welding.** Woodhead Publishing Ltd. In Association with the Welding Institute, Cambridge England, 1992
- [3] OTEGUI, J. L. e De VEDIA, L. A. **Soldadura com arambres tubulares sin protección gaseosa.** Boletín Técnico Conarco, n. 81, p. 2-14/27-29, Jan., 1985.
- [4] Specification for carbon steel electrodes for flux cored arc welding. AN AMERICAN NATIONAL STANDARD, ANSI/AWS, A5.20-79.
- [5] Specification for low alloy steel electrodes for flux cored arc welding. AN AMERICAN NATIONAL STANDARD, ANSI/AWS, A5.29-80.
- [6] HEYWOOD, J. **Current trends for use of cored wires.** A Welding Review Pulished by the Esab Group, 51 (1-2), p. 3-5, 1996.
- [7] WIDGERY, D. **Tubular wire welding.** Woodhead Publishing Limited, Cambridge England, 1994.
- [8] MEDEIROS, R. C.; QUINTINI, L. e SANTOS, J. F. O. **Estudo da aptidão dos arames tubulares à soldagem MIG com transferência controlada.** Soldagem & Materiais, 1(4), p. 44-49, out/dez, 1989.
- [9] HUISMAN, M. D. **Flux- and metal-cored wires, a productive alternative to stick electrodes and solid wires.** A Welding Review Pulished by the Esab Group, 51(1-2), p. 6-14, 1996.
- [10] RODGERS, K. J. and LOCHHEAD, J. C. **Self-shielded flux cored arc welding - the route to good fracture toughness.** Welding Journal, p. 49-59, July, 1987.
- [11] POKHODNYA, I. K. et al. **New Self-shielding flux-cored wire.** E. O. P. Electric Welding Institute, Ucrânia, p. 27-33, july, 1992.
- [12] FERREE, S.E. **New generation of low fuming gas shielded flux cored and metal cored wires.** A Welding Review Published by the Esab Group, 51(1-2), p. 44-54, 1996.
- [13] POKHODNYA, I. K.; SHELEPAKOV, V. N. **Welding with flux-cored wire.** Welding and Surfacing Reviews, v. 4, part. 4. E. O. P. Electric Welding Institute. Ukrainian Academy of Sciences, Ukraine, 1973.

- [14] LEMOINE, J. **Caractéristiques et utilisation du fil fourré sans protection gazeuse.** Revue de La Soudure/LASTUDSCHRIFT, 28 (03), p.150-163, 1972.
- [15] KILLING, R. **Welding with self-shielded wires - the mechanism of shielding and droplet transfer.** Metal Construction, p. 433-436, sept,1980.
- [16] BJØRNBÄKK, B. and BOEKHOLT, R. **Self-shielded flux-cored arc welding for offshore fabrication.** IIW Doc. XII - 1080 - 88.
- [17] WĘGRZYN, J. **Toxicity, porosity and impact strength; problems in welding with self-shielding cored wires.** Welding International, 7(9), p. 677 - 682, 1993.
- [18] KEELER, T. **Innershield welding. Part 1: Development and applications.** Metal Constuction, 13 (11), p. 14-20, , nov, 1981.
- [19] HESBROOK, W. G. **Adopting self shielded wire welding for shipbuilding.** Welding & Metal Fabrication, p. 223-224, june, 1993.
- [20] MORIGAKI, O. et al. **Some improvements of flux cored wire for no gas arc welding process.** IIW Doc. XII-B-134-73.
- [21] WRIGHT, M.W. **Self-shielded FCAW electrodes need, development, metallurgy, performance.** Australian Welding Journal, p. 21-25, 1987.
- [22] CHEC, L. **Offshore pipi welding benefits from flux cored electrodes.** Weliding Journal, p. 43-45, aug, 1989.
- [23] KOBAYASHI, T. **Nonshielded arc welding of steel.** British Welding Journal, 14 (03), p. 101-107, march, 1967.
- [24] Practical Welder. **Flux-cored welding contributes to 30% pipe welding cost reduction at wolf creek nuclear plant. Based on a story from Chemetron Corporation. Chicago, Illinois.** **Welding Journal**, p. 40-44, may, 1978.
- [25] EUROPEAN PATENT APPLICATION. **Cored electrode with fume reduction.** Bulletin 94/01, n EP 0576929 (05-00)CT, 1994.
- [26] Practical Welder. **Flux-cored electrodes help reduce containership welding costs 50%. Based on a story from Chemetron Corporation. Chicago.** **Welding Journal**, p. 36-37, June, 1978.
- [27] TIMERMAN, R. **Soldadura, situacion actual y tendencias futuras.** Soldagem & materiais, p. 30-33, 6 (3), julho/set, 1994.
- [28] RALPH, B. G. **Electrode extension often neglected when using self-shielded cored wires.** Welding Journal, p. 51-53, jan, 1993.

-
- [29] WIDGERY, D. J. **Tubular wire comes of age**. Welding & Metal Fabrication, p. 65-67, fev,1995.
- [30] LINCOLN ELECTRIC. **Semiautomatic innershield**. NR-211, welding guide, Cleveland, april, 1979.
- [31] KEJZAR, R. **Deoxidation processes by welding with cored wires**. IIW Doc.212-365-76.
- [32] Primeiro Anuário Brasileiro da Indústria e serviços de Soldagem 90/91. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE SOLDAGEM, p. 27-32, 1992.
- [33] JORGE, J. C. F. e REBELLO, J. M. A. **Microscopia eletrônica de varredura de cordões de solda de aço alta resistência**. Soldagem & Materiais, julho/set, 1(03), p. 44-49, 1989.
- [34] JORGE, J. C. F.; SOUZA, L. F. G. e REBELLO, J. M. A. **Uma contribuição ao estudo da relação tenacidade/microestrutura de metais de solda C-Mn baixa liga**. In: XIX ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM. Anais...:Águas de São Pedro, S. P., p. 01-19, 1993.
- [35] JORGE, J. C. F. et al. **Efeito da taxa de resfriamento na relação tenacidade/microestrutura de metal de solda baixa liga**. In: X CBECIMAT. Anais...: Águas de Lindóia, S.P., p. 552-555, dez., 1992.
- [36] SOUZA, L. P. G.; JORGE, J. C. F. **Influência do elemento cromo na microestrutura de metal de solda C-Mn**. In: X CBECIMAT. Anais...: Águas de Lindóia, S.P., p. 605-608, dez., 1992.
- [37] PARANHOS, R. e REBELLO, J. M. A. **Relações tenacidade/microestrutura no metal de solda de aço de baixo C-Mn obtido por arco submerso em sodas passes múltiplos**. In: X ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DE SOLDAGEM. Anais...: Vitória, E.S. ABS, p. 95-116, 1984.
- [38] HOJO, I. and YAMAMOTO, S. **The effect of nitrogen and carbon on notch toughness of 2 ¼Cr-1Mo steel weld metal**. Kobelco Technology Review, n. 3, p.31-34, fev.1988.
- [39] EVANS, G. M. **Effect of manganese on the microstructure and properties of all-weld-metal deposits**. IIW Doc. II - A - 432 - 77.
- [40] ZEEMANN, A.; REBELLO, J. M. A. and EVANS, G. M. **Microstructure and toughness relationship in C-Mn-Ni all-weld-metal deposits**. IIW Doc. II - A - 858 - 92.

-
- [41] EVANS, G. M. **The effect of aluminium on the microstructure and properties of C-Mn and C-Mn all-weld-metal deposits.** IIW Doc. II - A - 796 - 90.
- [42] HARRISON, P. and FARRAR, R. **Microstructural development and toughness of C-Mn and C-Mn-Ni weld metals - Part 1: Microstructural development.** Metal Construction, p. 392R-399R July, 1987.
- [43] EVANS, G. M. **The effect of nickel on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits.** IIW Doc. II - A - 791 - 89.
- [44] COURT, S. A. and POLLARD, G. **The effects of Mn and Si on the microstructure and properties of SMA steel weld metal.** IIW Doc. II - A - 789 - 89.
- [45] TAYLOR, D. S. **The effect of manganese on the toughness of "E7016" type weld metal.** Welding and Metal Fabrication, p. 452-460, nov., 1982.
- [46] THEWLIS, G. **The influence of pipe plate and consumable chemistry on the composition, microstructure and toughness of weld metal.** Welding of Pipelines, v. 1, p. 205-227, nov., 1986.
- [47] EVANS, G. M. **Effect of interpass temperature on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits.** IIW Doc. II - A - 460 - 78.
- [48] WEGRZYN, T. **Effect of oxygen on the toughness of low-carbon, low-hydrogen steel weld metal.** Welding International, 6(9), p. 683-689, 1992.
- [49] VAN NASSAU, L. and VAN DER MEE, V. **Nitrogen in manual metal arc weld metal.** IIW Doc. II - A - 758 - 89.
- [50] ITO, Y.; NAKANISHI, M. and KOMIZO, Y. **Effects of oxygen on low carbon steel weld metal.** Metal Construction, p. 472-478, sep., 1982.
- [51] KAKOVKIN, O. S. and PEN'KOV, V. B. **Special features of absorption of nitrogen by metal in arc welding.** Welding International, n. 1, p. 42-44, 1988.
- [52] EVANS, G. M. **Effect of heat-input on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits.** IIW Doc. II - A - 490 - 79.
- [53] POKHODNYA, I. K. and KORSUN, A. O. **Effects of the segregation of silicon and manganese on the formation of acicular ferrite in the structure of a weld.** Welding International, n. 6, p. 518-521, 1987.
- [54] KASATKIN, B. S. and KOZLOVETS, O. N. **Microstructure and properties of welded joints in low-alloy steels review).** Paton Welding Journal, 1(7), p. 475-483, 1989.
- [55] SVENSSON, L. E. and GRETOFT, B. **Microstructure and impact toughness of C-Mn weld metals.** Welding Journal, p. 454s - 461s, dec., 1990.

-
- [56] FERRANTE, M. **Influência da composição química sobre a microestrutura e tenacidade de metal de solda ferrítico. Parte I - manganês, silício, oxigênio e nióbio.** Soldagem & Materiais, , 1(3), p. 36 - 43, julho/set 1989.
- [57] FERRANTE, M. **Influência da composição química sobre a microestrutura e tenacidade de metal de solda ferrítico. Parte II: alumínio, titânio, nitrogênio e boro.** Soldagem & Materiais, 2(3), p. 38 - 45, julho/set., 1990.
- [58] ALLUM, C. J. **Nitrogen absorption from welding arcs.** IIW Doc. II-1115 - 88.
- [59] ALÉ, R. M.; JORGE, J. C. F. e REBELLO J. M. A. **Constituintes microestruturais de soldas de aços C-Mn baixa liga. Parte I: conceitos básicos.** Soldagem & Materiais, 5(2) - Arquivo técnico, 1(1) , p. 02 - 11, abril/junho, 1993.
- [60] EVANS, G. M. **The effect of carbon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits.** IIW Doc. II - A - 546 - 81.
- [61] MILLS, A. R.; THEWLIS, G. and WHITEMAN, J. A. **Nature of inclusions in steel weld metals and their influence on formation of acicular ferrite.** Materials Science and Technology, v. 3, p. 1051 - 1061, dec., 1987.
- [62] ALÉ, R. M.; JORGE, J. C. F. e REBELLO, J. M. A. **Constituintes microestruturais de soldas de aço C-Mn baixa liga. Parte II: metal de solda.** Soldagem & Materiais, 5(3) - Arquivo técnico 1(2), p. 18 - 25, julho/set., 1993.
- [63] FARRAR, R. and HARRISON, P. **Microstructural development and toughness of C-Mn and C-Mn-Ni weld metals. Part 2: Toughness.** Metal Construction, aug., p. 447R - 450R, 1987.
- [64] YANG, J. R. and BHADESHIA, H. K. D. H. **Acicular ferrite transformation in alloy-steel weld metals.** Journal of Materials Science, 26, p. 839 - 845, 1991.
- [65] ABSON, D. J. and EVANS, G. M. **A study of the manganese-oxygen system in low hydrogen MMA all-weld-metal deposits.** IIW, Doc. IIA - 770 - 89.
- [66] SURIAN, E. and BONISZEWSKI, T. **Effect of manganese and the type of current on the properties and microstructure of all-weld-metal deposited from E7016-1 electrodes.** IIW, Doc. II- A - 770 - 89.
- [67] FARIAS J. P. **Influência da composição química do revestimento na estabilidade e transferência de metal em eletrodos básicos.** Florianópolis, 1985. Dissertação (Mestrado Engenharia Mecânica) Universidade Federal de Santa Catarina.

-
- [68] FARIAS, J. P.; QUITES, A. M. e MRA, F.M.: **Método computadorizado para avaliação da estabilidade do arco de eletrodos revestidos**. XVII Encontro nacional de Tecnologia de Soldagem. Recife, setembro, Anais, pp. 365-379, 1991.
- [69] FARIAS, J. P.; QUITES, A. M. e MRA, F.M.: **A estabilidade do arco de eletrodos revestidos**. 47º Congresso da ABM. Belo Horizonte, agosto, 1992.
- [70] FARIAS, J. P.; QUITES, A. M. e MRA, F.M.: **Técnica de quantificação da estabilidade do arco voltaico**. 47 Congresso da ABM. Belo Horizonte, agosto, 1992.
- [71] FARIAS, J. P. **Magnésio metálico como componente do revestimento na soldagem com eletrodos ao C-Mn-Ni**. Florianópolis, 1993. Tese (Doutorado Engenharia Mecânica) Universidade Federal de Santa Catarina.
- [72] MATSUDA, F. et al. **An investigation on the behaviour of the M-A constituent in simulated HAZ of HSLA steels**. *Welding un the World le Soudage dans le Monde*, 29 (910), p. 307-313, 1991.
- [73] Mc ROBIE, D. E. and KNOTT, J. F. **Effects of strain and strain aging on fracture toughness of C-Mn weld metal**. IIW Doc II - A - 773 - 89.
- [74] KRIVENKO, L. F. and SLUTSKAYA, T.M. **Effects of alloying elements on the residual nitrogen content of the weld metal after open arc welding**. E. O. Paton Welding Institute, Ukraine SSR Academy of Sciences, n. 3, p. 12-14, 1967.
- [75] DORLING, D. V.; RODRIGUES, P. E. L. B. and ROGERSON, J. H. **A comparative study of the effect of welding conditions on the microstructure and toughness of self-shielded arc and manual metal-arc weld metals**. The Welding Institute, p. 351-359, 1978.
- [76] SOUNI M.; BEAVEN, P. A. and EVANS, G. M. **Microstructure and AEM studies of self-shielded flux cored arc weldments**. *Welding Journal*, p. 35s - 45s, feb., 1992.
- [77] DORLING, D. V. and ROGERSON, J. H. **The factors which control the toughness of self-shielded flux-cored arc weld deposits in carbon-manganese structural steels**. *Fracture Toughness Testing*, p. 239-249, June, 1982.
- [78] KLAPLAN, H. I. and HILL, D. C. **Thermodynamics of air-operating flux cored electrodes and an analysis of weld toughness**. *Welding Journal*, 55(1), p. 13s-19s, 1976.
- [79] KOTECKI, D. J. and MOLL, R.A. **A toughness study of steel weld metal from self-shielded flux-cored electrodes - Part I**. *Welding Journal*, p.157s-165s, april, 1970.

- [80] KOTECKI, D. J. and MOLL, R.A. **A toughness study of steel weld metal from self-shielded flux-cored electrodes - Part II.** Welding Journal, p.138s-154s, march, 1972.
- [81] GONZÁLEZ, J. C; LLORENTE, C. L. e BILONI, H. **Microestructura del metal de soldadura depositado com alambres tubulares autoprottegidos.** Laboratório de Engenharia Multidisciplinario para la Investigacion Tecnológica AVDA.52. La Plata, Argentina.
- [82] HINKEL, J. E. **Long stickout welding: A practical way to Increase deposition rates.** Welding Journal, p. 869-874, nov., 1968.
- [83] HUSEEN, L.A. and HAWKINS, D.N. **A comparative structural study of a flux-cored and a manual-metal-arc weld deposit.** Microstructural Science Publishing Co, v. 2, p. 113-126, 1983.
- [84] VINOGRADOV, Y.G and LYANLIN, K. V. **Reducing porosity in open arc welding with powder-filled wire by increasing the electrode stickout.** Weld. Prod., 16 (7), p. 51-54, 1969.
- [85] MATSUDA, F. et al. **Metal transfer characteristics in self-shielded flux cored arc welding for mild steel and 50 kgf/mm² class tensile (report II) - Effects of some key elements in flux on metal transfer and feasibility of welding.** Transactions of JWRI, 12(2), p.12-18, 1983.
- [86] EUROPEAN PATENT APPLICATION. **Flux cored gas shielded electrode.** Bulletin 94/23, n. EP 0600293 (05-00)CT, 1994.
- [87] REBELLO, J. M. A. **Curso tecnologia de soldagem.** Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE/FBTS, 1987.
- [88] TROTTI, J. L. **Estudio metalográfico y correlacion con sus propiedades mecanicas de diversos alambres tubulares autoprottegidos.** Fundación Latinoamericana de Soldadura, Departamento Ensayos Físicos, 482JT95i, diciembre, 1995.
- [89] BRANCO, C. A. C. **Magnésio como controlador da microestrutura e propriedades mecânicas de soldas C-Mn-Ni.** Florianópolis, 1994. Dissertação (Mestrado engenharia mecânica) Universidade Federal de Santa Catarina.
- [90] MAKHAMREH, K. and AIDUN D. **Mechanical properties of flux cored iron-manganese-aluminum weld metal.** Welding Journal, p. 104s - 113s, march, 1992.
- [91] THE LINCOLN ELECTRIC COMPANY. **The metallurgy of innershield,** p. 01-23. Cleveland, Ohio 44117, USA.

- [92] KOBAYASHI, T.; KUWANA, T. and KIKUCHI, Y. **Arc atmosphere and nitrogen content of weld metal**. IIW Doc. XII-265-65.
- [93] TROITSKII, V. A. and SHIGAIEV, T. G. **Running stability criteria for the A. C. arc**. Avt. Svarka, n. 11, p. 21-23, 1982.
- [94] CUNHA, J. A. R. **Tenacidade do metal de solda obtido por eletrodo tubular em diferentes técnicas e posição de soldagem**. Rio de Janeiro, 1988. Dissertação (Mestrado engenharia mecânica) Universidade Federal do Pará/ COPPE.
- [95] VILHENA, C. R. **Soldagem de trilhos pelo processo eletrogás com arame tubular autoprotetido**. Rio de Janeiro, 1994. Dissertação (Mestrado engenharia mecânica) Universidade Federal do Pará/ COPPE.
- [96] BLUNT, F. J. **Prediction of weld bead area and chemical composition in C-Mn steels: a literature survey**. IIW, Doc. II-A-956-95, 1995.
- [97] NORRISH, J. **Advanced Welding Processes**. Institute of physics publishing. Bristol, Philadelphia and New York, 1992.
- [98] FERRANTE, M. e GAMBA, A. R. O. **Microestruturas do metal de solda ferrítico com teores ultrabaixos de oxigênio**. In: XXXIX CONGRESSO ANUAL DA ABM, p. 387 - 390, 1984
- [99] KEELER, T. **Innershield welding. Part 2: properties**. Metal Constuction, 13 (12), p. 21-24, dec., 1981.
- [100] LUGIN, V. P. **Comparative evaluation of the stability of arc burning in A. C. welding with electrodes**. Svar. Proiz. n. 1, p. 39-40, 1975.
- [101] LUCAS, W. and MURCH, M. G. **Arc Reignition characteristics when welding with sine-wave and square-wave power supplies**. IIE Proc., v. 134, Pt.B, n. 6, p. 384-354, 1987.
- [102] TROTTI, J. L. **Cuantificacion porcentual de estructuras metalograficas en metales depositados**. Conarco Alambres y Soldaduras S. A. Informacion tecnica n. 3228. Buenos Aires/Argentina, 1980.
- [103] TROTTI, J. L. **Microestructuras del metal de soldadura**. Boletin Tecnico Conarco. Año 14, n. 90, ag., 1988.
- [104] DAVEY, T. G. & WIDGERY, D. J. **A technique for the characterisation of weld metal microstructures**. IIS/IIW, Doc. II-A-339-76.
- [105] **Materiais Metálicos - Determinação do tamanho de grão**. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, NBR 6000, março, 1980.

-
- [106] Metallography; Nondestructive Testing. ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS, part 11, 1980.
- [107] Materiais Metálicos - Determinação das propriedades mecânicas à tração. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, NBR 6672, dez., 1980.
- [108] Materiais Metálicos - Determinação das propriedades mecânicas de resistência ao impacto. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, NBR 6157, 1980.
- [109] Materiais Metálicos - Determinação da dureza Vickers. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, NBR 6152, julho, 1981.
- [110] COSTA NETO, P. L. O. **Estatística**. ed. Edgard Blücher Ltda, São Paulo, 1977.
- [111] PERES, C. A. e SALDIVA, C. D. **Planejamento de experimentos**. In: V SIMPÓSIO NACIONAL DE PROBABILIDADE E ESTATÍSTICA. Anais...: São Paulo, 1982.
- [112] SOARES, J. F.; FARIAS, A. A. e CESAR, C. C. **Introdução à estatística**. ed. Guanabara Koogan s. a., Rio de Janeiro, 1991.
- [113] HARRIS, P. and SMITH, B. L. **Factorial techniques for weld quality prediction**. Metal Construction, p. 661-666, nov. 1983.
- [114] LIU, S. and INDACOCHEA, J. E. **Control of chemical composition and microstructure in low carbon microalloyed steel weldments**. IIW Doc. II-A-886-93, 1993.
- [115] CHAI, C. S. and EAGAR, T. W. **Slag metal reactions in binary CaF_2 -metal oxide welding fluxes**. Welding Research Supplement, Welding Journal, p. 229-232, july, 1982.
- [116] BORISENKO, M. M. Approximate calculations of oxygen dissolved in weldin metal in welding lowalloy steels. Welding International, n. 9, p. 790-792, 1989.

ANEXOS

TABELA I - Dados da operação de soldagem. Solda (05-00)_{CT}

Camada Nº	Passe Nº	Tensão (V)	Corrente (A)	Tempo (min)	Vel. solda (cm/min)	Aporte T. (kJ/cm)
Raiz	1	23,3	260	4,32	11,57	31,42
1	1	23,3	265	2,89	17,30	21,41
1	2	23,3	270	4,00	12,50	30,20
2	1	23,0	265	2,98	16,78	21,79
2	2	23,3	265	4,00	12,50	29,64
3	1	23,0	260	3,82	13,09	27,41
3	2	23,0	265	3,65	13,70	26,69
4	1	23,0	260	3,30	15,15	23,62
4	2	23,2	260	3,75	13,33	27,15
4	3	23,4	265	5,00	10,00	37,20

TABELA II - Dados da operação de soldagem. Solda (05-00)_{ST}

Camada Nº	Passe Nº	Tensão (V)	Corrente (A)	Tempo (min)	Vel. solda (cm/min)	Aporte T. (kJ/cm)
Raiz	1	23,4	260	5,63	8,80	41,48
1	1	23,2	255	2,91	17,18	20,66
1	2	23,3	265	3,34	14,97	24,75
2	1	23,3	265	2,68	18,66	19,60
2	2	23,2	265	4,28	11,68	31,58
3	1	23,0	260	2,43	20,58	17,43
3	2	23,0	265	3,30	15,15	24,14
3	3	23,4	270	3,80	13,16	28,80
4	1	23,4	270	4,30	11,63	32,60
4	2	23,5	275	3,99	12,53	30,74
4	3	23,2	265	4,29	11,65	31,66

TABELA III - Dados da operação de soldagem. Solda (05-08)_{CT}

Camada Nº	Passe Nº	Tensão (V)	Corrente (A)	Tempo (min)	Vel. solda (cm/min)	Aporte T. (kJ/cm)
Raiz	1	23,0	250	5,78	8,65	39,88
1	1	23,0	250	3,46	14,45	23,87
1	2	23,0	250	4,52	11,06	31,19
2	1	23,0	250	2,79	17,92	19,25
2	2	23,0	250	3,58	13,97	24,70
3	1	23,0	250	3,25	15,38	22,42
3	2	22,8	250	3,04	16,45	20,79
4	1	22,9	250	3,61	13,85	24,80
4	2	23,0	250	4,09	12,22	28,22

TABELA IV - Dados da operação de soldagem. Solda (05-08)_{ST}

Camada Nº	Passe Nº	Tensão (V)	Corrente (A)	Tempo (min)	Vel. solda (cm/min)	Aporte T. (kJ/cm)
Raiz	1	23,0	250	7,09	7,05	48,92
1	1	23,0	250	2,79	17,92	19,25
1	2	23,0	255	2,76	18,12	19,42
1	3	23,0	250	2,95	16,95	20,36
2	1	23,0	245	2,40	20,83	16,23
2	2	23,0	245	2,75	18,18	18,60
2	3	23,0	245	3,19	15,67	21,57
3	1	23,0	230	2,58	19,38	16,38
3	2	23,0	260	2,61	19,16	18,73
3	3	23,0	250	2,73	18,32	18,83
3	4	23,0	245	2,51	19,92	17,32
4	1	23,0	250	1,88	26,60	12,72
4	2	23,0	250	2,32	21,55	16,01
4	3	23,0	250	2,53	19,76	17,91

TABELA V - Dados da operação de soldagem. Solda (05-23)_{CT}

Camada Nº	Passe Nº	Tensão (V)	Corrente (A)	Tempo (min)	Vel. solda (cm/min)	Aporte T. (kJ/cm)
Raiz	1	23,0	250	4,51	11,09	31,11
1	1	23,0	250	3,17	15,77	21,88
1	2	23,0	250	3,53	14,16	24,36
2	1	23,0	250	3,13	15,97	21,60
2	2	23,0	250	3,38	14,79	23,33
3	1	23,0	250	3,52	14,20	24,30
3	2	22,8	250	3,49	14,33	24,18
4	1	22,9	250	3,54	14,12	24,54
4	2	23,0	250	4,37	11,44	30,16

TABELA VI - Dados da operação de soldagem. Solda (05-23)_{ST}

Camada Nº	Passe Nº	Tensão (V)	Corrente (A)	Tempo (min)	Vel. solda (cm/min)	Aporte T. (kJ/cm)
Raiz	1	23,0	250	8,23	6,08	56,74
1	1	23,0	250	2,00	25,00	13,80
1	2	23,0	250	2,66	18,80	18,35
1	3	23,0	250	3,40	14,70	23,47
2	1	23,0	250	2,98	16,78	20,56
2	2	23,0	250	3,64	13,74	25,11
2	3	23,0	250	2,82	17,73	19,46
3	1	23,0	250	2,96	16,89	20,43
3	2	23,0	250	2,74	18,25	18,90
3	3	23,0	250	2,54	19,68	17,53
3	4	23,0	250	3,25	15,38	22,43

TABELA VII - Dados da operação de soldagem. Solda (05-35)_{CT}

Camada Nº	Passe Nº	Tensão (V)	Corrente (A)	Tempo (min)	Vel. solda (cm/min)	Aporte T. (kJ/cm)
Raiz	1	23,0	250	4,62	10,82	31,89
1	1	23,0	250	3,30	15,15	22,77
1	2	23,0	260	3,37	14,84	24,18
2	1	23,0	255	3,00	16,67	21,11
2	2	23,0	255	2,87	17,42	20,20
3	1	23,0	250	2,80	17,86	19,32
3	2	23,0	250	3,09	16,18	21,32
4	1	23,0	250	4,91	10,18	33,89
4	2	23,0	250	5,75	8,70	39,36

TABELA VIII - Dados da operação de soldagem. Solda (05-35)_{ST}

Camada Nº	Passe Nº	Tensão (V)	Corrente (A)	Tempo (min)	Vel. solda (cm/min)	Aporte T. (kJ/cm)
Raiz	1	23,0	250	4,30	11,63	29,66
1	1	23,0	250	2,35	21,28	16,21
1	2	23,0	250	2,19	22,83	15,11
1	3	23,0	250	3,18	15,72	21,95
2	1	23,0	255	2,76	18,12	19,42
2	2	23,0	255	3,16	15,82	22,24
2	3	23,0	250	3,25	15,38	22,43
3	1	23,0	250	3,00	16,67	20,70
3	2	23,0	250	3,05	16,39	21,05
3	3	23,0	250	2,01	24,88	13,87
3	4	23,0	250	3,24	15,43	22,36
4	1	23,0	250	3,58	13,97	24,70
4	2	23,0	250	2,17	23,04	14,97
4	3	23,0	255	2,28	21,93	16,05
4	4	23,0	255	2,44	20,49	17,17
4	5	23,0	255	3,50	14,29	24,63

TABELA IX - Dados da operação de soldagem. Solda (08-00)_{CT}

Camada Nº	Passe Nº	Tensão (V)	Corrente (A)	Tempo (min)	Vel. solda (cm/min)	Aporte T. (kJ/cm)
Raiz	1	23,0	250	8,35	5,99	57,60
1	1	23,0	260	3,00	16,67	21,52
1	2	23,0	250	3,72	13,44	25,67
2	1	23,2	240	3,11	16,08	20,78
2	2	23,0	250	3,49	14,33	24,08
3	1	23,0	250	4,04	12,38	27,87
3	2	23,0	250	3,09	16,18	21,32
4	1	23,0	255	4,03	12,41	28,36
4	2	23,0	250	4,07	12,28	28,09

TABELA X - Dados da operação de soldagem. Solda (08-00)_{ST}

Camada Nº	Passe Nº	Tensão (V)	Corrente (A)	Tempo (min)	Vel. solda (cm/min)	Aporte T. (kJ/cm)
Raiz	1	23,0	250	5,26	9,51	36,27
1	1	23,0	250	2,18	22,94	15,04
1	2	23,0	250	2,36	21,19	16,28
1	3	23,0	250	2,65	18,87	18,28
2	1	23,0	250	2,18	22,94	15,04
2	2	23,0	255	2,47	20,24	17,38
2	3	23,0	255	3,03	16,50	21,37
3	1	23,0	250	2,72	18,38	18,77
3	2	23,0	240	2,62	19,08	17,36
3	3	23,0	250	3,33	15,02	22,97
4	1	23,0	250	3,67	13,62	25,33
4	2	23,0	240	3,97	12,59	26,31
4	3	23,0	250	3,39	20,92	16,49
4	4	23,0	240	2,95	16,95	19,54

TABELA XI - Dados da operação de soldagem. Solda (08-08)_{CT}

Camada Nº	Passe Nº	Tensão (V)	Corrente (A)	Tempo (min)	Vel. solda (cm/min)	Aporte T. (kJ/cm)
Raiz	1	22,3	250	5,60	8,93	38,34
1	1	23,0	260	3,93	12,72	27,12
1	2	23,0	250	3,84	13,02	26,50
2	1	23,2	240	3,37	14,84	23,25
2	2	23,0	250	4,88	10,24	33,69
3	1	23,0	250	4,60	10,87	31,74
3	2	23,0	250	5,89	8,49	40,64
4	1	23,0	255	4,40	11,36	30,37
4	2	23,0	250	5,97	8,38	41,17

TABELA XII - Dados da operação de soldagem. Solda (08-08)_{ST}

Camada Nº	Passe Nº	Tensão (V)	Corrente (A)	Tempo (min)	Vel. solda (cm/min)	Aporte T. (kJ/cm)
Raiz	1	23,0	250	5,02	9,96	34,64
1	1	23,0	250	2,02	24,75	13,94
1	2	23,0	250	1,88	26,60	12,97
1	3	23,0	250	2,54	19,68	16,83
2	1	23,0	250	2,18	22,94	15,04
2	2	23,0	250	2,85	17,54	19,67
2	3	23,0	250	2,45	20,41	16,90
3	1	23,0	250	2,47	20,24	17,04
3	2	23,0	250	2,66	18,81	18,35
3	3	23,0	250	2,11	23,70	14,50
3	4	23,0	250	2,92	17,12	20,15
4	1	23,0	250	2,60	19,23	17,94
4	2	23,0	250	3,58	13,97	14,70
4	3	23,0	250	3,63	13,77	25,05
4	4	23,0	250	3,53	14,16	24,36

TABELA XIII - Dados da operação de soldagem. Solda (08-23)_{CT}

Camada Nº	Passe Nº	Tensão (V)	Corrente (A)	Tempo (min)	Vel. solda (cm/min)	Aporte T. (kJ/cm)
Raiz	1	23,2	250	4,14	12,08	28,81
1	1	23,3	250	3,11	16,08	21,74
1	2	23,5	250	3,22	15,53	22,70
2	1	23,5	250	2,52	19,84	17,77
2	2	23,5	250	3,19	15,67	22,50
3	1	23,5	250	3,15	15,87	22,21
3	2	23,5	255	4,10	12,20	29,47
4	1	23,5	250	3,42	14,62	24,11
4	2	23,5	250	4,16	12,02	29,33

TABELA XIV - Dados da operação de soldagem. Solda (08-23)_{ST}

Camada Nº	Passe Nº	Tensão (V)	Corrente (A)	Tempo (min)	Vel. solda (cm/min)	Aporte T. (kJ/cm)
Raiz	1	23,5	250	5,14	9,80	35,97
1	1	23,5	250	2,15	23,25	15,16
1	2	23,5	250	1,46	34,25	10,29
1	3	23,5	250	3,48	14,37	24,53
2	1	23,5	250	2,00	25,00	14,10
2	2	23,5	250	2,30	21,74	16,21
2	3	23,5	245	3,33	15,02	23,00
3	1	23,5	250	2,48	20,16	17,48
3	2	23,5	245	2,39	20,92	16,51
3	3	23,5	240	2,53	19,76	17,12
4	1	23,5	230	2,51	19,92	16,28
4	2	23,6	230	2,23	22,42	14,53
4	3	23,6	230	2,27	22,03	14,78
4	4	23,6	230	1,51	33,11	9,84
4	5	23,6	230	3,10	16,13	20,19

TABELA XV - Dados da operação de soldagem. Solda (08-35)_{CT}

Camada Nº	Passe Nº	Tensão (V)	Corrente (A)	Tempo (min)	Vel. solda (cm/min)	Aporte T. (kJ/cm)
Raiz	1	23,0	250	5,18	9,65	37,75
1	1	23,0	250	2,98	16,78	20,56
1	2	23,0	250	4,31	11,60	29,74
2	1	23,0	250	3,53	14,16	24,36
2	2	23,0	250	3,31	15,11	22,83
3	1	23,0	250	3,32	15,06	22,91
3	2	23,0	250	3,95	12,66	27,25
4	1	23,0	250	5,48	9,12	37,83
4	2	23,0	250	4,49	11,14	30,97

TABELA XVI - Dados da operação de soldagem. Solda (08-35)_{ST}

Camada Nº	Passe Nº	Tensão (V)	Corrente (A)	Tempo (min)	Vel. solda (cm/min)	Aporte T. (kJ/cm)
Raiz	1	23,0	250	4,00	15,38	22,43
1	1	23,0	250	3,25	17,06	20,22
1	2	23,0	250	2,93	16,13	21,39
1	3	23,0	250	3,10	17,48	19,74
1	4	23,0	250	3,23	19,01	18,15
2	1	23,0	250	2,63	19,08	18,08
2	2	23,0	250	2,62	17,86	19,32
2	3	23,0	250	2,80	16,67	20,70
2	4	23,0	250	3,00	16,45	28,97
3	1	23,0	250	3,04	17,18	20,08
3	2	23,0	250	2,91	21,19	16,28
3	3	23,0	250	2,36	21,83	15,80
3	4	23,0	250	2,29	17,98	19,19
3	5	23,0	250	2,78	15,58	22,14
3	6	23,0	250	3,21	15,50	27,60

TABELA XVII - Dureza Vickers para as soldas 05-00/35.

Zonas de Medição	Pontos de Medição	Dureza Vickers, HV10							
		05-00		05-08		05-23		05-35	
		CT	ST	CT	ST	CT	ST	CT	ST
Raiz	01	167	167	192	178	232	216	242	216
	02	170	169	179	180	222	243	233	238
	03	174	168	194	195	227	260	235	225
Entalhe	04	173	173	193	213	217	251	240	216
	05	172	180	186	216	233	243	242	233
	06	167	186	185	207	228	219	251	290
	07	185	179	185	198	219	224	238	281
	08	177	177	203	187	219	274	240	252
	09	160	197	197	195	210	249	227	245
	10	169	192	178	192	215	237	169	181
	11	183	192	177	188	224	242	243	230
	12	193	179	181	206	221	235	254	306
	13	197	185	193	189	221	268	251	294
Topo	14	194	217	187	193	215	220	264	264
	15	199	227	180	193	243	264	258	262
	16	199	228	201	206	238	281	245	268
	17	199	227	206	206	245	283	258	264
	18	-	215	-	206	251	290	264	249
	19	-	-	-	-	258	-	268	-
	20	-	-	-	-	258	-	-	-

TABELA XVIII - Dureza Vickers para as soldas 08-00/35.

Zonas de Medição	Pontos de Medição	Dureza Vickers, HV10							
		08-00		08-08		08-23		08-35	
		CT	ST	CT	ST	CT	ST	CT	ST
Raiz	01	176	188	201	213	215	251	266	256
	02	181	206	194	206	228	252	238	262
	03	182	188	198	206	230	252	270	339
Entalhe	04	182	188	190	185	235	249	264	336
	05	170	183	199	192	217	243	275	314
	06	173	178	194	215	213	243	278	319
	07	171	174	192	232	216	243	299	285
	08	167	188	194	210	220	242	311	306
	09	166	183	197	207	215	230	283	283
	10	169	181	210	192	222	281	272	360
	11	159	171	224	198	212	260	270	309
	12	161	172	230	199	227	247	258	299
	13	167	171	237	215	264	232	270	279
Topo	14	172	192	238	202	268	264	357	348
	15	189	195	247	212	264	254	425	339
	16	198	199	247	228	258	252	405	336
	17	207	185	247	228	260	249	425	330
	18	213	195	-	216	268	274	370	319
	19	-	203	-	202	268	-	342	249